

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM  
ENGENHARIA MECÂNICA**

Diogo Coletto Pfeifer

**ESTUDO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS E  
CARACTERIZAÇÃO DA REGIÃO DE LINHA DE SOLDA DE  
UM BIOPOLÍMERO INJETADO EM MOLDE METÁLICO E  
MOLDE DE FABRICAÇÃO RÁPIDA (VRE)**

Florianópolis  
2013



Diogo Coletto Pfeifer

**ESTUDO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS E  
CARACTERIZAÇÃO DA REGIÃO DE LINHA DE SOLDA DE  
UM BIOPOLÍMERO INJETADO EM MOLDE METÁLICO E  
MOLDE DE FABRICAÇÃO RÁPIDA (VRE)**

Dissertação submetida ao  
Programa de Pós-Graduação em  
Engenharia Mecânica da  
Universidade Federal de Santa  
Catarina para a obtenção do Grau  
de Mestre em Engenharia  
Mecânica.

Orientador: Carlos Henrique  
Ahrens, Dr. Eng.

Florianópolis  
2013

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor, através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Pfeifer, Diogo Coletto

ESTUDO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS E  
CARACTERIZAÇÃO DA REGIÃO DE LINHA DE SOLDA DE UM  
BIOPOLÍMERO INJETADO EM MOLDE METÁLICO E MOLDE DE  
FABRICAÇÃO RÁPIDA (VRE) / Diogo Coletto Pfeifer ;  
orientador, Carlos Henrique Ahrens - Florianópolis,  
SC, 2013.

154 p.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal  
de Santa Catarina, Centro Tecnológico. Programa de  
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

Inclui referências

1. Engenharia Mecânica. 2. Biopolímero. 3. PLA.  
4. Linha de solda. 5. Molde VRE. I. Ahrens, Carlos  
Henrique. II. Universidade Federal de Santa Catarina.  
Programa de Pós- Graduação em Engenharia Mecânica.  
III. Título.

Diogo Coletto Pfeifer

**ESTUDO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS E  
CARACTERIZAÇÃO DA REGIÃO DE LINHA DE SOLDA DE  
UM BIOPOLÍMERO INJETADO EM MOLDE METÁLICO E  
MOLDE DE FABRICAÇÃO RÁPIDA (VRE)**

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica, e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

Florianópolis, 18 de dezembro de 2013.

---

Prof. Dr. Eng. Armando Albertazzi Gonçalves Júnior  
Coordenador do Curso

---

Prof. Carlos Henrique Ahrens, Dr. Eng.  
Orientador

**Banca Examinadora:**

---

Prof. Carlos Henrique Ahrens,  
Dr. Eng.  
Presidente

---

Prof. Gean Vitor Salmoria,  
Dr. Eng.

---

Prof. Guilherme Mariz de Oliveira  
Barra, Dr. Eng.

---

Prof. Fernando Humel Lafratta,  
Dr. Eng.



*Dedico este trabalho à meus pais, Artur e Thaís,  
a meus avós e ao meu irmão Rodrigo.*





## AGRADECIMENTOS

Neste período em que o trabalho foi realizado, foi muito importante o aprendizado e a conquista de desafios, de valor pessoal e profissional. Assim, gostaria de agradecer a todos que possibilitaram o desenvolvimento e a conclusão desta etapa, em especial:

À UFSC, ao POSMEC e ao CNPq, que tornaram possível a realização do trabalho e a participação em eventos.

Ao professor Carlos Henrique Ahrens, pela orientação do trabalho, pela motivação e atitude sempre paciente e positiva.

Ao professor Osmar Possamai e à Nelson Possamai, pelas conversas sempre interessantes e empolgantes.

Ao professor Gean Salmoria, pelo apoio para realizar a microtomia.

Ao PoliMat, em especial ao Professor Valdir Soldi, pelo apoio com os ensaios mecânicos.

Ao LabMat e Policom, pelo apoio com o ensaio de DSC.

Aos colegas, ex-colegas e amigos de laboratório CIMJECT:

Marcos Nunes, Fernando Luís Peixoto, Luiz Fernando Vieira, Roberto Pistorello, Vitor Henschel, André Eccel, Thyane Oliveira, Karine Zepón, Alejandro Rios, Luiz Cartapatti, André Germanovix, Andrés Gonzales, Diego Hurtado, Edna Vieira, Raphael Melo, Liliane Melo, Lucas Seemann, Luiza Benedetti, Jéssica Mainardi, Eduardo Sena, Felipe Castro e Vinícius Silva, pelas discussões a respeito do trabalho, pelos momentos de descontração e pela parceria.

Aos amigos da turma de Engenharia de Materiais.

À minha família, que sempre foi muito unida e me apoiou em todas as decisões.

À todos que fizeram parte e contribuíram para que mais esta etapa fosse concluída.



## RESUMO

Um dos defeitos decorrentes do processo de injeção é a formação de linhas de solda, podendo representar uma redução na resistência mecânica, capaz de causar a rejeição ou descarte da peça. A região de formação de linhas de solda pode ser prevista com a utilização de softwares de auxílio ao projeto, manufatura e engenharia (CAD/CAE/CAM) e na prática, através da confecção de moldes protótipos (insertos) confeccionados pelo vazamento de resina epóxi (VRE). Este trabalho apresenta um estudo de comparação do processo de moldagem por injeção de um biopolímero (PLA), através de um delineamento fatorial completo, analisando a qualidade de linhas de solda em corpos de prova com 3 comprimentos de fluxo diferentes, injetados em inserto de aço AISI P20 e inserto de resina epóxi com carga de alumínio. Os insertos foram projetados de maneira a possuírem duas cavidades, uma com e outra sem formação de linha de solda nas regiões críticas do espécime. A moldagem foi realizada em duas temperaturas de injeção. Os corpos de prova foram submetidos a ensaios de resistência a tração e DSC. Foram avaliadas também a camada congelada e o aspecto da fratura. Para o processo de moldagem por injeção, foi realizada primeiramente a simulação em um *software* CAE. Por meio do DOE, os resultados dos ensaios de tração mostraram que os corpos de prova com linhas de solda apresentaram menor resistência mecânica que os corpos de prova sem linha de solda, e aspecto de fratura frágil. Estes romperam na região de linha de solda, como previsto. Em relação ao material do inserto, os corpos de prova foram menos suscetíveis a presença de linha de solda no inserto VRE. Corroborando com os resultados do ensaio de tração e com o aspecto da fratura dos corpos de prova, as amostras injetadas no inserto VRE apresentaram, na caracterização, menor espessura da camada congelada e menor ângulo de encontro das frentes de fluxo, à mesma temperatura de injeção. A pior condição para a moldagem por injeção desta peça com o defeito linha de solda em insertos VRE foi a temperatura de 190 °C, onde o fator linha de solda (FLS) foi de 0,95. Este fator ainda é aproximadamente 10% superior em relação a pior condição encontrada no inserto metálico.

**Palavras-chave:** biopolímero, PLA, linha de solda, molde VRE



## **ABSTRACT**

The formation of weld lines is one of the defects resulting from the injection molding and may represent a reduction in mechanical strength, capable of causing rejection or dispose of the part. The region of formation of weld lines can be predicted with the use of software to assist in the design, manufacturing and engineering (CAD/CAE/CAM) and in practice, by making prototype molds (inserts) made by casting epoxy resin (VRE). This paper presents a comparison study of the injection molding process of a biopolymer (PLA), through a full factorial design, analyzing the quality of weld lines in specimens with 3 different lengths of flow injected into the steel insert AISI P20 and VRE insert with aluminum load. The inserts are designed to have two cavities, one with and one without weld line formation in the critical regions of the specimen. The molding was performed at two levels of injection temperatures. The specimens were tested by tensile strength and DSC. The frozen layer and the appearance of the fracture were evaluated. The injection molding process was first performed in a CAE simulation software. Through the DOE, the results of tensile strength showed that the samples with weld lines results in lower mechanical strength than the specimens without weld line, and it showed a brittle fracture appearance. These broke in the region of the weld line, as expected. In relation to the insert material, the specimens were less susceptible to the presence of weld line in the VRE insert. Corroborating the results of the tensile test and the appearance of the fracture of the specimens, the samples injected into the VRE insert presented smaller thickness of the frozen layer and lower meeting angle at the flow fronts at the same injection temperature. The worst condition for the injection molding of this part with weld line in VRE insert was in the condition with the injection temperature at 190 ° C, where the weld line factor (FLS) was 0.95. This factor is still about 10 % higher than the worst condition found in metal insert.

**Keywords: biopolymer, PLA, weld lines, casting resin tool**



## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Segmentação do mercado de transformados plásticos por processo de produção. Adaptado de Abiplast (2012).	29
Figura 2 – Isômeros óticos do ácido láctico e lactídeos. Adaptado de DOI (2002).	35
Figura 3 – Representação da estrutura cristalina <i>alfa</i> .	36
Figura 4 – Formação de lamelas e esferulitos. Adaptado de Callister (2007).	37
Figura 5 – Microestrutura da seção transversal de um polímero semicristalino moldado por injeção. Adaptado de Viana (2005).	38
Figura 6 – Micrografias óticas de luz polarizada do PLLA. (a) 81 °C, (b) 91 °C, (c) 111 °C, (d) 116 °C, (e) 121 °C, (f) 126 °C. Barra de escala equivalente a 50 $\mu$ m (Yasuniwa et al. 2006).	39
Figura 7 – Etapas do processo de moldagem por injeção (PÖTSCH E MICHAELI, 1995).	42
Figura 8 – Representação do fluxo polimérico no preenchimento da cavidade (POTSCH E MICHAELI, 1995).	42
Figura 9 – Perfis de temperatura, velocidade e taxa de cisalhamento do polímero no preenchimento da cavidade (POTSCH E MICHAELI, 1995).	43
Figura 10 – Dependência da espessura da camada congelada em relação ao comprimento de fluxo. Adaptado de Potsch e Michaeli (1995).	44
Figura 11 – Relação entre as variáveis de controle da máquina injetora, propriedades do polímero, do molde e fluido de resfriamento, e as variáveis de controle do processo de injeção. (PEIXOTO, 2009).	46
Figura 12 – Curvas tensão x deformação para o acetato de celulose a várias temperaturas (CANEVAROLO, 2002).	49
Figura 13 – Efeito da velocidade do ensaio em mm/min nas curvas de tração do epóxi (CANEVAROLO, 2002).	50
Figura 14 – Comparativo de (a) resistência a tração e (b) módulo de elasticidade entre alguns polímeros. Adaptado de Reed (2011).	53
Figura 15 – Aspecto da fratura de corpos de prova de PLA (a) amorfo e (b) semicristalino. (Adaptado de Kuinsky e Piorkowska, 2005).	54

Figura 16 – Formações típicas de linha de solda (a) fria e (b) quente. Adaptado de Moldflow (2012).....	56
Figura 17 – Esquema de formação de linhas de solda quente. (a) <i>knitline</i> , (b) <i>meldline</i> e (c) ângulo de encontro de <i>knitline</i> e <i>meldline</i> respectivamente. Adaptado de OZCELIK et al. (2012).....	57
Figura 18 – Formação de concentradores de tensão. Adaptado de Imtech Design (2011). ....	58
Figura 19 – Profundidade do entalhe e ângulo de encontro. Adaptado de Yamada et al. (2005a).....	59
Figura 20 – Exemplo de peça injetada com a presença de linha de solda visível. Adaptado de Yudo (2012). ....	60
Figura 21 – Injeção progressiva de uma placa. Adaptado de Kovács e Sikló (2010). ....	61
Figura 22 – Modificação da localização da linhas de solda através do redimensionamento dos canais de alimentação. Adaptado de Zhai et al. (2005).....	62
Figura 23 – Geometrias utilizadas nos estudos de (a) Wu e Liang (2005); (b) Seldén (1997); (c) Yamada et al. (2005); (d) Son et al. (2001); (e) Dairanieh (1996); (f) Hashemi (2010); (g) Kuo e Jeng (2010).....	65
Figura 24 – Gráfico de tensão x deformação para os corpos de prova de tração de CPVC com e sem linha de solda, a temperatura ambiente. Adaptado de Merah et al. (2003).....	69
Figura 25 – Entalhe formado pela linha de solda do (a) menor comprimento de fluxo, até o (e) maior. Adaptado de Yamada et al. (2005a). ....	71
Figura 26 – Representação das principais etapas do processo de manufatura aditiva. Adaptado de Volpato et. al (2007).....	76
Figura 27 – Parte do molde onde se localiza o inserto cambiável (PISTORELLO, 2011).....	77
Figura 28 – Etapas do processo de obtenção de inserto por vazamento de resina (SABINO NETTO, 2008).....	78
Figura 29 – Micrografia evidenciando a pele e suas camadas para as amostras obtidas nos insertos de (a) aço e (b) resina (FERNANDES et al., 2013).....	81
Figura 30 – Fluxograma da sequência experimental.....	87
Figura 31 – Geometria da peça (a), indicação da linha de corte (b) para obtenção dos corpos de prova (c).....	90



Figura 32 – Localização dos pontos de injeção, formação de linhas de solda e identificação do comprimento de fluxo. (a) Com linha de solda e (b) sem linha de solda na região de interesse. ....	91
Figura 33 – Simulação do preenchimento das cavidades. (a) inserto VRE $T_{inj} = 190\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (b) inserto VRE $T_{inj} = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (c) inserto metálico $T_{inj} = 190\text{ }^{\circ}\text{C}$ e (d) inserto metálico $T_{inj} = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$ ...	92
Figura 34 – Curvas força-deslocamento para os corpos de prova injetados em VRE na temperatura de $190\text{ }^{\circ}\text{C}$ .....	99
Figura 35 – Curvas força-deslocamento para os corpos de prova injetados em VRE na temperatura de $210\text{ }^{\circ}\text{C}$ .....	100
Figura 36 – Curvas força-deslocamento para os corpos de prova injetados no inserto metálico na temperatura de $190\text{ }^{\circ}\text{C}$ .....	100
Figura 37 – Curvas força-deslocamento para os corpos de prova injetados no inserto metálico na temperatura de $210\text{ }^{\circ}\text{C}$ .....	101
Figura 38 – Corpos de prova fraturados por ensaio de resistência a tração.....	102
Figura 39 – Aspecto da fratura dos corpos de prova injetados no inserto metálico, à temperatura de $190\text{ }^{\circ}\text{C}$ e comprimento de fluxo 1, (a) com linha de solda e (b) sem linha de solda. ....	103
Figura 40 – Aspecto da fratura dos corpos de prova injetados no inserto metálico, à temperatura de $210\text{ }^{\circ}\text{C}$ e comprimento de fluxo 1, (a) com linha de solda e (b) sem linha de solda. ....	104
Figura 41 – Aspecto da fratura dos corpos de prova injetados no inserto VRE, à temperatura de $190\text{ }^{\circ}\text{C}$ e comprimento de fluxo 1, (a) com linha de solda e (b) sem linha de solda.....	105
Figura 42 – Aspecto da fratura dos corpos de prova injetados no inserto VRE, à temperatura de $190\text{ }^{\circ}\text{C}$ e comprimento de fluxo 1, (a) com linha de solda e (b) sem linha de solda.....	106
Figura 43 – Diagrama de Pareto e efeito principal mostrando o efeito dos fatores para a resposta de tensão de escoamento. ....	112
Figura 44 - Diagrama de Pareto mostrando o efeito dos fatores para a resposta de módulo de elasticidade. ....	113
Figura 45 – Diagrama de Pareto mostrando o efeito dos fatores para a resposta de deformação na ruptura.....	114
Figura 46 – Curva das amostras obtidas por DSC, para o cálculo da cristalinidade e identificação das temperaturas $T_m$ e $T_c$ . ....	117
Figura 47 – Micrografia da camada congelada das amostras injetadas nos insertos VRE e metálico, a temperaturas de injeção de $190$ e $210\text{ }^{\circ}\text{C}$ , com aumento de 100x. ....	119

Figura 48 – Detalhe dos entalhes em “V” para as amostras injetadas nos insertos metálicos e VRE, nas temperaturas de injeção de 190 e 210 °C, com aumento de 200x. ....	120
Figura 49 – <i>Short Shot</i> na injeção experimentalmente.....	149
Figura 50 – Peças injetadas no inserto metálico e VRE.....	150
Figura 51 – Gráfico comparativo das médias dos valores de resistência ao escoamento e desvios padrões para todas as amostras. ..	151
Figura 52 – Gráfico comparativo das médias dos valores de módulo de elasticidade e desvios padrões para todas as amostras.....	152
Figura 53 – Gráfico comparativo das médias dos valores de deformação na ruptura e desvios padrões para todas as amostras. ....	153

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Efeito do teor de copolímero (D,L) na $T_g$ e $T_m$ em copolímeros de PLA (Adaptado de BIGG, 2005). .....	40
Tabela 2 – Influência da massa molar nas propriedades mecânicas sob tração no PLA. (Adaptado de PEREGO, et al., 1996). .....	52
Tabela 3 – Estudos sobre linhas de solda. ....	66
Tabela 4 – Autores e materiais utilizado nos estudos.....	67
Tabela 5 – Comparação das propriedades mecânicas entre peças injetadas em moldes metálicos e RT. Adaptado de Cavalheiro (2007). ....	79
Tabela 6 – Propriedades do biopolímero PLA 3251D. (NATUREWORKS, 2012). ....	85
Tabela 7 – Propriedades da resina epóxi RenCast™ 436 CW após a cura. (HUNTSMAN, 2003). ....	86
Tabela 8 – Propriedades do aço AISI P20. (GERDAU, 2008). ....	86
Tabela 9 – Condições e códigos do delineamento.....	88
Tabela 10 – Delineamento experimental .....	89
Tabela 11 – Parâmetros de entrada para o <i>software Autodesk Moldflow Insight</i> .....	94
Tabela 12 – Valores ajustados para o DOE para a resposta tensão de escoamento (MPa).....	108
Tabela 13 – Valores ajustados para o DOE para a resposta módulo de elasticidade (GPa). ....	109
Tabela 14 – Valores ajustados para o DOE para a resposta deformação na ruptura (%). ....	110
Tabela 15 – Ordenação das médias ajustadas do modelo de DOE e máxima variação, conforme o comprimento de fluxo, das amostras para a resposta tensão de escoamento ( $\sigma_{esc}$ ).....	111
Tabela 16 – Fator linha de solda (FLS) das médias ajustadas do modelo de DOE das amostras e variação da resposta tensão de escoamento ( $\sigma_{esc}$ ). ....	116
Tabela 17 – Resultado do grau de cristalinidade das amostras conforme a temperatura de injeção e o material do molde e sua variação. ....	117
Tabela 18 – Valores correspondentes a espessura da camada congelada para as amostras em resina epóxi e aço P20, a temperaturas de injeção de 190 e 210 °C. ....	119
Tabela 19 – Parâmetro obtidos para o inserto VRE. ....	145
Tabela 20 – Parâmetros obtidos para o inserto metálico. ....	145

Tabela 21 – Variação dos parâmetros de injeção entre o inserto metálico e o VRE.....	146
Tabela 22 – Parâmetros relacionados com o preenchimento da cavidade avaliados no Moldflow .....	148
Tabela 23 – Valores médios e desvios padrões para tensão de escoamento. ....	152
Tabela 24 – Valores médios e desvios padrões para módulo de elasticidade. ....	153
Tabela 25 – Valores médios e desvios padrões para deformação na ruptura.....	154

## **LISTA DE EQUAÇÕES**

Equação 1 - Fator Linha de Solda (FLS).....	64
Equação 2 - Percentual de Cristalinidade.....	97



## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABS	Copolímero poli(acrilonitrila-butadiene-estireno)
AISI	American iron and steel institute
ANOVA	Análise de variância
ASTM	American society for testing and materials
CaCO <sub>3</sub>	Carbonato de cálcio
CAD	Computer aided design – Desenho assistido por computador
CAE	Computer aided engineering – Engenharia assistida por computador
CAM	Computer aided manufacturing – Manufatura assistida por computador
CPVC	Policloreto de vinila clorado
DOE	Delineamento de experimento
DSC	Calorimetria diferencial por varredura
FDA	Food and drug administration
FDM	Fused deposition modeling
FLS	Fator linha de solda
GB	Esferas de vidro
GF	Fibras curtas de vidro
HIPS	Poliestireno de alto impacto
iPP	Polipropileno isostático
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MO	Microscopia ótica
MOLP	Microscopia ótica de luz polarizada
P20	Aço AISI P20
PA	Poliamida
PA6	Poliamida 6
PBS	Poli(succinato de butileno)
PC	Policarbonato
PCL	Policaprolactona
PE	Polietileno
PEAD	Polietileno de alta densidade
PEBD	Polietileno de baixa densidade
PEUAPM	Polietileno de ultra alto peso molecular
PET	Polietileno tereftalato
PHB	Polihidroxibutirato
PDLA	Poli(ácido D-lático)
PDLLA	Poli(ácido D,L-lático)
PLA	Poli(ácido láctico)

PLLA	Poli(ácido L-láctico)
PMMA	Polimetilmetacrilato
POM	Polioximetileno
PP	Polipropileno
PPS	Polisulfeto de fenileno
PPO	Polióxido de fenileno
PS	Poliestireno
PSAI	Poliestireno de alto impacto
PU	Poliuretano
PVC	Poli(cloreto de vinila)
RT	Rapid tooling – Ferramental rápido
RHCM	Rapid heat cycle molding
SCORIM	Shear controlled orientation in injection moulding
SL	Estereolitografia
SLS	Sinterização seletiva a laser
TiN	Nitreto de titânio
VRE	Vazamento de resina epóxi



## LISTA DE SÍMBOLOS

$\alpha$	estrutura cristalina $\alpha$
$\beta$	estrutura cristalina $\beta$
$\Delta H_{fa}$	Calor de fusão da amostra em estudo obtido pelo ensaio de DSC
$\Delta H_{100\%}$	Calor de fusão do polímero 100 % cristalino
$\gamma$	estrutura cristalina $\gamma$
E	Módulo de elasticidade
$P_{rec}$	Pressão de recalque
$T_c$	Temperatura de cristalização
$T_{cs}$	Temperatura do molde
$T_g$	Temperatura de transição vítrea
$T_{inj}$	Temperatura de injeção
$T_m$	Temperatura de fusão
$T_{molde}$	Temperatura média do molde
$t_{rec}$	tempo de recalque
$\epsilon_{esc}$	Deformação no escoamento
$\epsilon_{rup}$	Deformação na ruptura
$\sigma$	Tensão
$\sigma_{esc}$	Tensão de escoamento
$M_w$	Massa molecular médio



## SUMÁRIO

1.	Introdução.....	29
1.1.	Objetivos.....	31
1.1.1.	Objetivo Geral.....	31
1.1.2.	Objetivos Específicos.....	31
2.	Revisão Bibliográfica .....	33
2.1.	Poli( Ácido Láctico) .....	33
2.1.1.	Processamento na Moldagem por Injeção.....	40
2.1.2.	Propriedades Mecânicas.....	48
2.1.3.	Aplicações do PLA.....	55
2.2.	Linhas de Solda .....	55
2.3.	Fabricação Rápida de Moldes (Insertos) .....	75
2.3.1.	Considerações Finais sobre a Revisão .....	81
2.3.2.	PLA.....	81
2.3.3.	Linhas de Solda.....	82
2.3.4.	Insertos de Fabricação Rápida.....	84
3.	Materiais e Métodos .....	85
3.1.	Materiais .....	85
3.2.	Métodos .....	87
3.2.1.	Sequência Experimental.....	87
3.2.2.	Delineamento dos Experimentos (DOE) .....	87
3.2.3.	Projeto do Inserto Metálico e VRE.....	89
3.2.3.1.	Definição da Geometria da Peça.....	89
3.2.3.2.	Definição dos Canais de Alimentação e Pontos de Injeção.....	91
3.2.3.3.	Definição dos Canais de Refrigeração e Extração .....	93
3.2.4.	Parâmetros de Entrada para a Simulação.....	93
3.2.5.	Moldagem por Injeção.....	95
3.2.6.	Ensaio e Caracterizações.....	96

3.2.6.1. Resistência à Tração e FLS.....	96
3.2.6.2. Análise da Fratura dos Corpos de Prova .....	96
3.2.6.3. Calorimetria Diferencial por Varredura (DSC) - Cristalinidade.....	96
3.2.6.4. MOLP - Camada Congelada e Entalhe em “V” .....	97
4. Resultados e Discussões.....	99
4.1. Resultados Referentes ao DOE .....	99
4.1.1. Resultados Referentes ao FLS .....	115
4.2. Resultados Referentes À Cristalinidade, Camada Congelada e Entalhe em “V” .....	116
5. Conclusões .....	121
6. Recomendações para Trabalhos Futuros .....	122
Referências.....	123
ANEXO A – Corpo de prova ASTM D638 tipo V .....	135
APÊNDICE A – Projeto do Inserto Fixo .....	137
APÊNDICE B – Projeto do Inserto Móvel .....	139
APÊNDICE C – Considerações Sobre a Simulação e a Moldagem por Injeção .....	145
APÊNDICE D – Respostas Obtidas no Ensaio de Resistência a Tração .....	151

## 1. INTRODUÇÃO

A produção de transformados plásticos e seu consumo vêm crescendo na última década, possibilitando o surgimento de novas empresas do setor de transformação de plástico. No Brasil, entre os anos de 2000 e 2011, houve um aumento de 7.008 para 11.690 empresas deste setor, sendo que 85% destas encontram-se nas regiões sul e sudeste. Neste setor, a moldagem por injeção é o segundo processo produtivo de transformação de plásticos mais utilizado pela indústria brasileira (Figura 1), representando 31,1 % do total (ABIPLAST, 2012). Com o aumento da competitividade entre as empresas e das exigências do mercado consumidor, a busca por redução de custos, por produtos de maior qualidade e novos materiais é constante. Neste sentido, objetivar a redução do tempo de desenvolvimento de produtos, com o auxílio de *softwares* CAD/CAE/CAM (Projeto, Engenharia e Manufatura Auxiliados por Computador) e de técnicas de manufatura aditiva é uma prática cada vez mais empregada pelo setor.

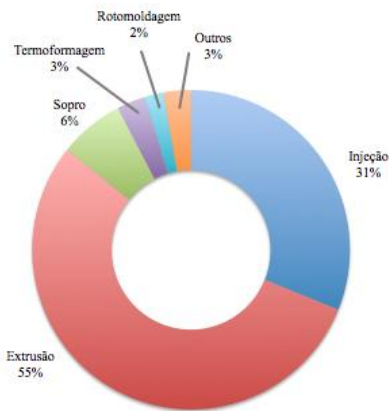


Figura 1 – Segmentação do mercado de transformados plásticos por processo de produção. Adaptado de Abiplast (2012).

No caso da utilização de *softwares* CAE é possível realizar a simulação do processo de injeção em moldes com cavidades de geometrias simples e complexas, determinar o melhor local e a geometria dos pontos de injeção e canais de alimentação, além das

condições do processo, a partir de informações disponíveis em um vasto banco de dados de materiais. Mediante análise dos resultados da simulação, pode-se visualizar o preenchimento do molde/cavidade e identificar, por exemplo, localização e características de linhas de solda, rechupes, bolsas de ar (ar aprisionado), tensões residuais e a tendência ao empenamento (PEIXOTO, 1999).

Já as técnicas de manufatura aditiva permitem a construção de protótipos com o material similar ao do produto final e através do mesmo processo de fabricação, alcançar propriedades semelhantes às do produto final (CAVALHEIRO, 2007). Com uma das técnicas, denominada de ferramental rápido ou molde de fabricação rápida, pode-se produzir rapidamente um molde (inserto), para a produção de protótipos funcionais em pequenas ou médias quantidades, e em alguns casos, ferramentas finais, para a produção de lotes maiores (VOLPATO et. al, 2007). Diversos autores citam a técnica de vazamento de resinas epóxi (VRE) como uma das principais formas de obtenção de protótipos de produtos de plástico.

Mais recentemente, em decorrência da busca por um mundo sustentável, muitas empresas do setor de plástico estão focando seu interesse nos chamados biopolímeros. Atualmente existem cerca de 250 empresas produtoras de biopolímeros (NOVA-INSTITUTE, 2013). Segundo Borschiver et. al (2008), o mercado de biopolímeros cresce acima de 20% ao ano. Em números, a produção de biopolímeros é de 3,5 milhões de toneladas, o que representa 1,5 % de toda a produção mundial de polímeros. A estimativa é de que este mercado atinja 3 % desta produção até o ano de 2020, com cerca de 12 milhões de toneladas ao ano (NOVA-INSTITUTE, 2013).

Entre estes biopolímeros, o PLA (poli-ácido láctico) tem destaque, pois pode ser processados em máquinas injetoras convencionais, empregando-se moldes metálicos (LIM et al., 2008). Contudo, pouco se sabe sobre seu comportamento nos processos de transformação de plásticos, em especial, quando se utilizam moldes de fabricação rápida e *softwares* CAE. Compreender o comportamento deste material em relação, por exemplo, a formação de linhas de solda é alvo de interesse do setor, dado o grande número de peças que apresentam este defeito.

A formação de linhas de solda em peças injetadas é inevitável em muitos casos, mas nem sempre representa um problema. Contudo, em peças com características funcionais estéticas, é necessário que a mesma não apresente linhas de solda visíveis e em peças com características funcionais técnicas as linhas de solda devem estar em

regiões que não estejam sujeitas a grandes esforços, pois pode ocorrer a diminuição da resistência mecânica nesta área. Estudos visando compreender os efeitos causados por linhas de solda, no processo de injeção em moldes metálicos, já foram realizados para diversos polímeros, inclusive para materiais compósitos. Porém, há uma lacuna quanto a compreensão deste defeito em relação à biopolímeros, e principalmente em relação à injeção desses em moldes de fabricação rápida, no caso, VRE.

## **1.1. OBJETIVOS**

### **1.1.1. Objetivo Geral**

O objetivo deste trabalho é avaliar as propriedades mecânicas e caracterizar a região de linha de solda de um poli(ácido láctico) moldado por injeção em insertos metálico e VRE, através de corpos de prova extraídos de uma peça.

### **1.1.2. Objetivos Específicos**

- Avaliar quantitativamente as propriedades mecânicas obtidas em ensaios de tração, como módulo de elasticidade, deformação na ruptura e resistência ao escoamento, para os corpos de prova retirados das peças injetadas em insertos de aço P20 e VRE, em regiões com e sem formação de linha de solda;
- Comparar e correlacionar os resultados obtidos nos ensaios mecânicos com o material do inserto, presença de linha de solda e comprimento de fluxo, cristalinidade, camada congelada e formação de entalhe em V;
- Calcular o Fator Linha de Solda (FLS) para a resistência ao escoamento;
- Avaliar o ângulo de encontro das linhas de solda e comparar entre os insertos metálico e VRE.





## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. POLI( ÁCIDO LÁCTICO)

O poli (ácido láctico) – (PLA) é um biopolímero obtido por fontes originárias de plantas, algas e bactérias, sendo sua maior produção proveniente do milho (AURAS et al., 2004). Porém, o conceito de biopolímero é muito amplo, podendo ser também um polímero obtido de fontes 100% renováveis e ter sua estrutura e propriedades semelhantes ao polímero derivado do petróleo, como o polietileno verde (BRASKEM, 2012), e ainda um polímero biodegradável através da compostagem, de acordo com a norma ASTM – D6400. Também são considerados biopolímeros aqueles que interagem com o sistema biológico corporal, utilizados em aplicações médicas (WILLIAMS, 1987).

O PLA é um biopolímero da família dos poliésteres alifáticos, que pode ser obtido de fontes renováveis e é biodegradável. Sua composição apresenta C, H e O, sendo sua fórmula química  $C_2H_4(OH)COOH$ .

Este biopolímero foi sintetizado pela primeira vez em 1932 por Carother (SÖDERGARD; STOLT, 2002), porém apresentava baixa massa molar e péssimas propriedades mecânicas, inviabilizando sua utilização. Em 1954, a Dupont produziu e patenteou um polímero com maior massa molar, porém sua susceptibilidade à degradação hidrolítica interrompeu o desenvolvimento da pesquisa. Em 1966, Kulkarni e colaboradores mostraram que o PLA era também degradado *in vivo*, e a partir desta data iniciaram-se pesquisas para aplicações biomédicas. No final da década de 1980, foram retomados os esforços para sua obtenção em escala de *commodity* pelas empresas Dupont, Coors Brewing (Chronopol) e Cargill Dow (PRADELLA, 2006). Somente nos últimos anos, com a descoberta de novos caminhos para a polimerização do PLA de alta massa molar, que permitiram uma produção economicamente viável, juntamente com a consciência ambiental crescente do público em geral, se teve uma expansão do uso deste polímero para bens de consumo e aplicações em embalagens (AURAS et al., 2004).

Hoje existem 25 empresas fornecedoras de PLA (NOVA-INSTITUTE, 2013). As principais são a Cargill Dow LLC (Estados Unidos), sob o nome comercial de NatureWorks®, e Mitsui Chemicals (Japão), sob o nome comercial de LACEA®. Suas aplicações envolvem

diversos processos de moldagem, como sopro, extrusão, termoformagem e injeção, dependendo do seu *grade*<sup>1/</sup>.

Este biopolímero pode ser obtido através de fontes renováveis (como amido, açúcar, leite e milho), é reciclável e compostável, sendo considerada uma das soluções para aliviar problemas de descarte de resíduos sólidos e para reduzir a dependência do petróleo nos produtos plásticos (LIM et. al, 2008; AURAS et al 2004). Sua obtenção é por meio da fermentação de carboidratos ou por síntese química, através da policondensação direta do ácido láctico ou da desidratação do ácido láctico. A policondensação direta é a forma mais simples e de menor custo de obtenção do PLA, porém leva a formação de um material com massa molar relativamente baixa originando polímeros frágeis e quebradiços. Já por meio da desidratação do ácido láctico, forma-se o dímero cíclico do ácido láctico (lactídeo), e através deste, promove-se a reação de polimerização por abertura do anel do lactídeo, utilizando-se um composto metálico, resultando em um polímero com alta massa molar (MOTTA, 2006; SIMÕES, 2007).

O PLA pode ser formado em duas configurações óticas, que definirão, juntamente com as condições de processamento, as propriedades físicas e mecânicas deste biopolímero. Comercialmente, o PLA é um copolímero formado pelos estereoisômeros levógiro, formando o poli(ácido L-lático) ou poli(L-lactídeo) – PLLA, e o dextrógiro, gerando o poli(ácido D-lático) ou poli(D-lactídeo) – PDLA (Figura 2). Ainda, pode-se obter o copolímero poli(meso-lactídeo) ou poli(ácido D,L-lático) – PDLLA e o poli(ácido L-lático-co-ácido(D,L)-lático) – P(L/D,L)LA.

---

<sup>1</sup> *Grade* – termo utilizado pela indústria para referenciar diferentes classes do mesmo polímero, com variações nas ramificações das cadeias, aditivação e presença de cargas.

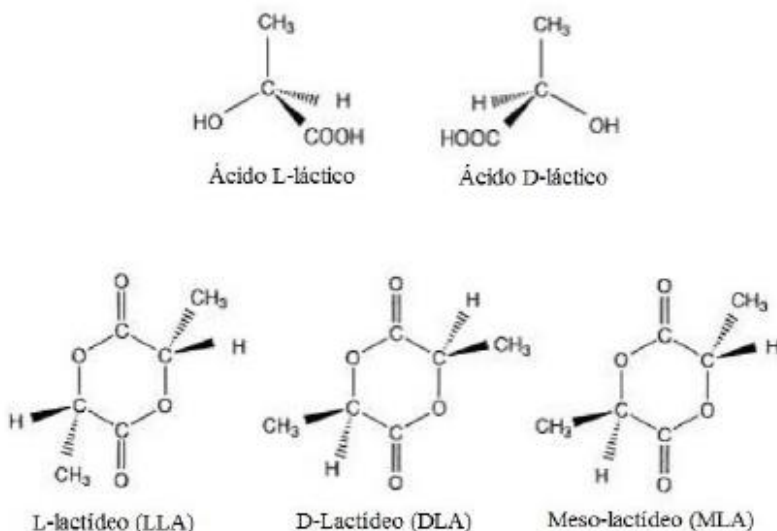


Figura 2 – Isômeros óticos do ácido láctico e lactídeos. Adaptado de DOI (2002).

De acordo com o percentual de cada isômero no copolímero altera-se também o grau de cristalinidade e a taxa de cristalização (AURAS et al 2004). Em relação a cristalinidade, pode-se ter um copolímero completamente amorfo até outro com alto grau de cristalinidade, acima de 40 % (AURAS et al 2004; RENOUF-GLAUSER et al., 2005; SIMÕES, 2007). A composição de isômero L no copolímero acima de 93% confere uma estrutura semicristalina, enquanto que se o teor de isômero D aumenta, até 50 % de L, o polímero apresenta caráter estritamente amorfo (AURAS et al 2004). Isto devido a presença simultânea de ambas as formas no copolímero produzir imperfeições na estrutura cristalina, reduzindo o percentual de cristalinidade até sua estrutura ser completamente amorfa.

O PLA semicristalino pode se cristalizar em três estruturas cristalinas,  $\alpha$ ,  $\beta$  e  $\gamma$ , modificando assim seu ponto de fusão. A forma  $\alpha$  (Figura 3) é a mais encontrada e é formada por duas cadeias anti-paralelas em hélice, agrupadas em células unitárias ortorrômbricas ou pseudo-ortorrômbricas (AURAS et al. 2004). Já a forma  $\beta$  é uma estrutura trigonal, chamada de trigonal modificada, e difícil de se

identificar (YASUNIWA et al., 2006). A forma  $\gamma$ , assim como a forma  $\alpha$ , é formada por duas cadeias anti-paralelas em hélice, em células unitárias ortorrômicas, porém, é obtida com via cristalização epitaxial em um substrato de hexametilbenzeno (LORENZO et al., 2011).

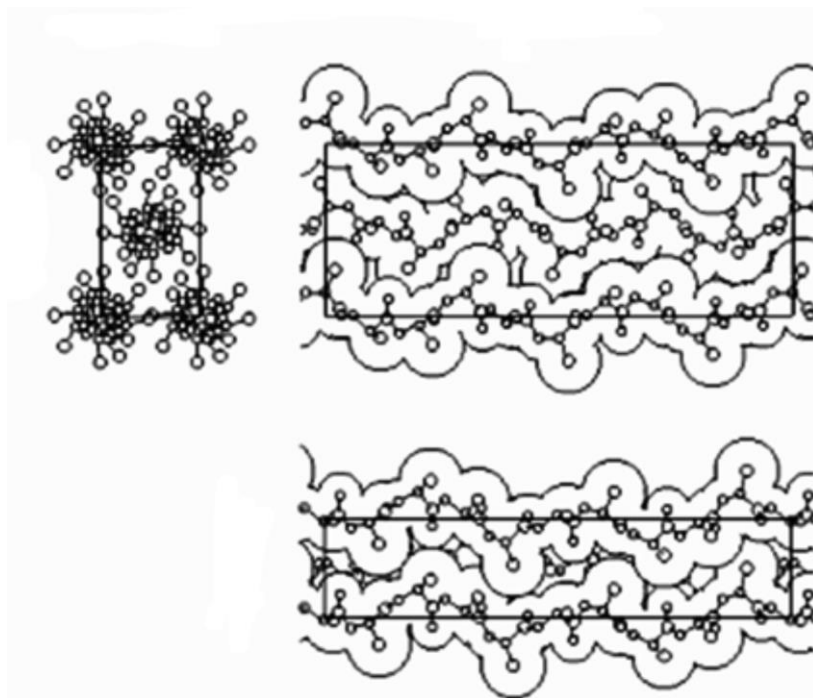


Figura 3 – Representação da estrutura cristalina *alfa*.

A forma mais comum de estrutura encontrada são os esferulitos, formados a partir do crescimento radial das lamelas, as quais são geradas pela repetição das células unitárias, exemplificado na Figura 4 (CALLISTER, 2007).

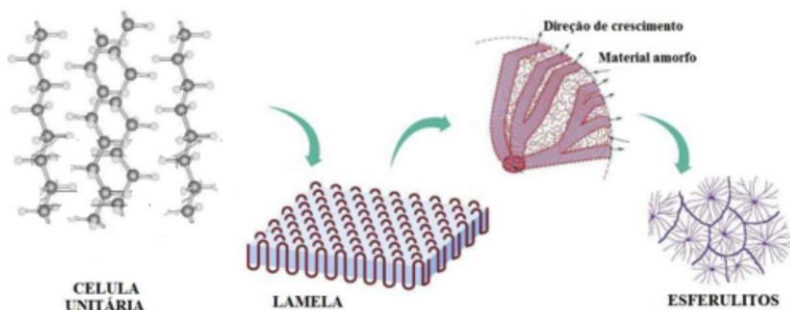


Figura 4 – Formação de lamelas e esferulitos. Adaptado de Callister (2007).

Na moldagem por injeção, a estrutura do polímero é heterogênea e anisotrópica, devido as condições termomecânicas impostas ao polímero durante o processamento. A microestrutura destes polímeros é formada por duas regiões, a pele, ou camada congelada e o núcleo (Figura 5). Na pele as moléculas são altamente orientadas devido ao resfriamento rápido pelo contato com a superfície do molde e da alta taxa de cisalhamento, que provoca o “congelamento” da estrutura. Essas regiões possuem estruturas do tipo *Shishi-kebab*, com cadeias altamente orientadas formando os feixes centrais (*Shishis*) nas quais crescem epitaxialmente lamelas radiais (*kebabs*). Já o núcleo é composto de estruturas esferulíticas devido ao baixo nível de cisalhamento e baixas taxas de resfriamento.

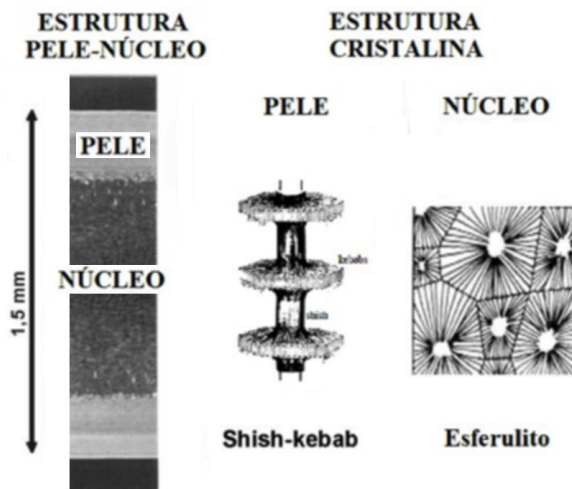


Figura 5 – Microestrutura da seção transversal de um polímero semicristalino moldado por injeção. Adaptado de Viana (2005).

A taxa de cristalização do PLA é considerada lenta. Kulinski e Piorkowska, (2005) encontraram uma taxa de  $0,46 \mu\text{m}/\text{min}$  a  $130^\circ\text{C}$  para um tipo de PLLA da Cargill-Dow. Já Garlotta (2002) verificou que a taxa varia entre 4 e  $0,8 \mu\text{m}/\text{min}$  a  $125^\circ\text{C}$ , dependendo da porcentagem de meso-lactideo no polímero. Essa taxa baixa pode ser verificada quando comparada com outro polímero, como o PP, por exemplo, que possui uma taxa de cristalização a  $130^\circ\text{C}$  de  $9 \mu\text{m}/\text{min}$  (PADDEN e KEITH, 1959). A taxa de cristalização e a nucleação são também dependentes de agentes nucleantes assim como do tempo e temperatura (TSUJI 2005; GARLOTTA 2002). Como o PLA possui uma cristalização lenta, longos tempos de recozimento acima da temperatura de transição vítrea ( $T_g$ ) produz cristais mais perfeitos e com mais alto ponto de fusão (AURAS et al., 2004; TSUJI et al., 1993). Com a permanência do PLLA próximo a  $T_c$ , ocorre o crescimento dos esferulitos, sendo que em temperaturas mais elevadas, abaixo de  $T_m$ , o tamanho dos esferulitos são maiores (Figura 6). Observa-se também que o número de esferulitos decresce exponencialmente com o aumento da isoterma próxima de  $T_c$  (YASUNIWA et al., 2006).

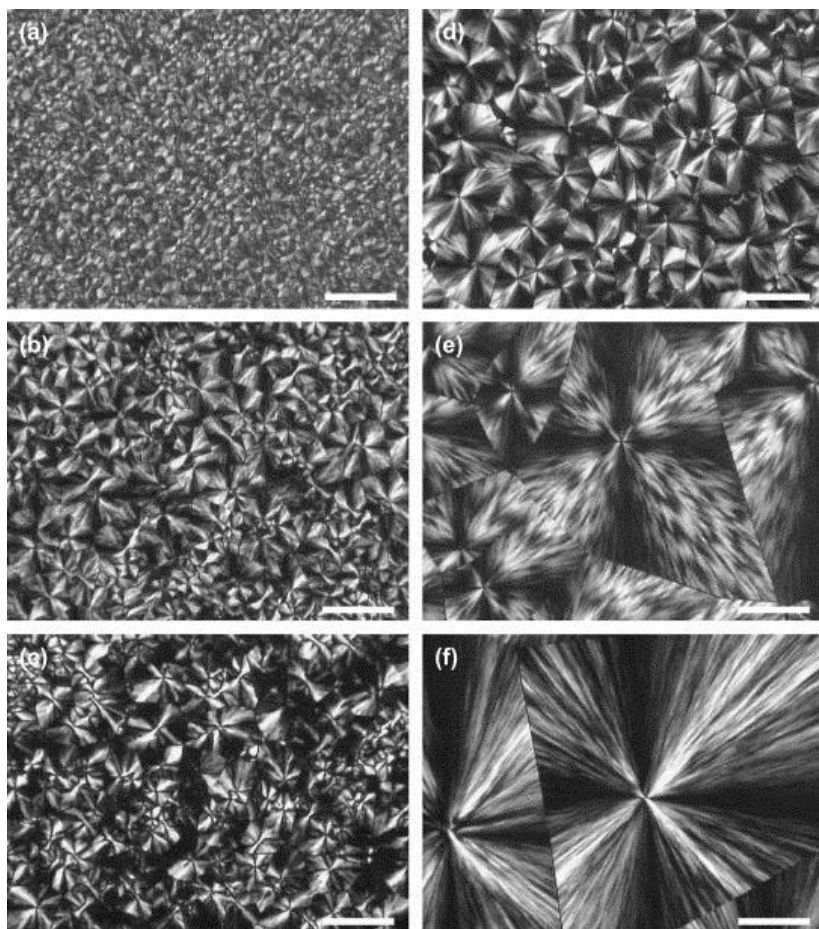


Figura 6 – Micrografias óticas de luz polarizada do PLLA. (a) 81 °C, (b) 91 °C, (c) 111 °C, (d) 116 °C, (e) 121 °C, (f) 126 °C. Barra de escala equivalente a 50  $\mu\text{m}$  (Yasuniwa et al. 2006).

Para prever o comportamento do PLA semicristalino, é importante avaliar os parâmetros físicos como  $T_g$ ,  $T_c$  e  $T_m$ . A  $T_g$  é a faixa de temperatura na qual a fase amorfa de um polímero passa do estado vítreo para o estado borrachoso, ou vice-versa. A  $T_m$  é a faixa de temperatura onde ocorre a transição da fase cristalina de um polímero para o estado fundido. A  $T_c$  é a temperatura ou faixa de temperatura, na qual ocorre uma reorganização espacial (cristalização) de grande parte

das cadeias de um polímero, que foi anteriormente submetido a uma temperatura acima da  $T_m$  (CANEVAROLO, 2002). Os valores destas temperaturas ficam entre 50 - 80 °C para  $T_g$ , 100 - 118 °C para  $T_c$  e entre 130 - 180 °C para a  $T_m$ , dependendo da quantidade de D-lactídeo, conforme a Tabela 1 (AURAS et al., 2004; BARBANTI et al., 2005; LASPRILLA et al., 2012; DI LORENZO, 2006; DOI, 2002). Tanto a  $T_g$  quanto a  $T_m$  são dependentes de fatores estruturais, como simetria, rigidez da cadeia, polaridade, efeito do grupo lateral, efeito do comprimento da cadeia, isomeria e copolimerização, e pela massa molar, além de fatores externos, sendo que todo fator que aumente a rigidez da cadeia e as forças intermoleculares, aumentam essas propriedades térmicas (CANEVAROLO, 2002). Segundo Ikada e Tsuji (2000), a  $T_m$  aumenta com o aumento da massa molar. A  $T_c$  também pode ser influenciada pela massa molar do PLA, sendo que a taxa de cristalização aumenta com o decréscimo da massa molar (VASANTHAKUMARI e PENNINGS, 1983; MIYATA e MASUKO, 1998).

Tabela 1 – Efeito do teor de copolímero (D,L) na  $T_g$  e  $T_m$  em copolímeros de PLA (Adaptado de BIGG, 2005).

L/D,L	$T_g$ (°C)	$T_m$ (°C)
100/00	63	178
95/5	59	164
90/10	56	150
85/15	56	140
80/20	56	125

Para os PLAs amorfos, a  $T_g$  é um dos parâmetros mais importantes justamente pelo fato de haver a mobilidade das cadeias na  $T_g$  e acima dela, sendo um parâmetro determinante para a temperatura de trabalho do produto. Sua  $T_g$  é em torno de 50 °C.

### 2.1.1. Processamento na Moldagem por Injeção

Segundo Birley et al. (1997), qualquer processo de transformação de termoplásticos passa por três etapas: plastificação, que permite que o material seja conformado, por meio do aquecimento, por



exemplo; conformação, através de tensões aplicadas por uma ferramenta, como um molde ou matriz; e estabilização da forma, através do resfriamento. No processo de moldagem por injeção de termoplásticos, estas etapas ocorrem ao decorrer da injeção, e podem ser conferidas pelos diferentes componentes da máquina injetora. A máquina injetora é composta basicamente de uma unidade de injeção, um molde e a unidade de fechamento. A unidade de injeção é responsável por fundir o polímero através do aquecimento por meio de resistências e por meio do cisalhamento do polímero imposto pela giro de um parafuso (ou fuso) e o atrito gerado pelo contato com a parede do cilindro. O molde possui uma ou mais cavidades onde o material fundido será injetado para dar forma ao polímero. A unidade de fechamento é responsável pelo controle de abertura e fechamento do molde.

O processo de moldagem por injeção é cíclico, e apresenta, de maneira geral sete etapas (Figura 7), segundo Cunha (2003). Considerando que o material já se encontre a frente do parafuso, o ciclo inicia-se pelo fechamento do molde, que é a primeira etapa. Na segunda etapa, a unidade injetora é deslocada até encostar no molde, para que na terceira etapa o parafuso avança como se fosse um pistão, forçando o material que se encontra a frente deste a entrar pela cavidade do molde, realizando a injeção do polímero fundido até preencher cerca de 99% desta cavidade, determinado na máquina injetora por uma posição do parafuso, normalmente. Nesta etapa a velocidade de injeção é pré-estabelecida. Então, a partir desta posição, o parafuso passa a atuar pela pressão (chamado de ponto de comutação), e dá-se início a quarta etapa, onde essa pressão (de recalque) atua no polímero, compensando a contração do material. Esta pressão de recalque pode atuar até que o ponto de injeção esteja totalmente solidificado. Mesmo após este tempo de atuação da pressão de recalque, é necessário que o molde continue fechado, de modo a garantir a forma para que a peça seja extraída. Após esta etapa de recalque, na quinta etapa a unidade injetora recua, para que na sexta etapa (plastificação) seja preparada mais uma dose de material para ser injetado, a partir da rotação do parafuso, e localizada à frente do parafuso. A quinta e sexta etapas acontecem simultaneamente ao resfriamento do molde e a decorrente solidificação da peça moldada. A sétima etapa ocorre quando a peça já pode ser extraída, sendo esta a abertura do molde e extração da peça.

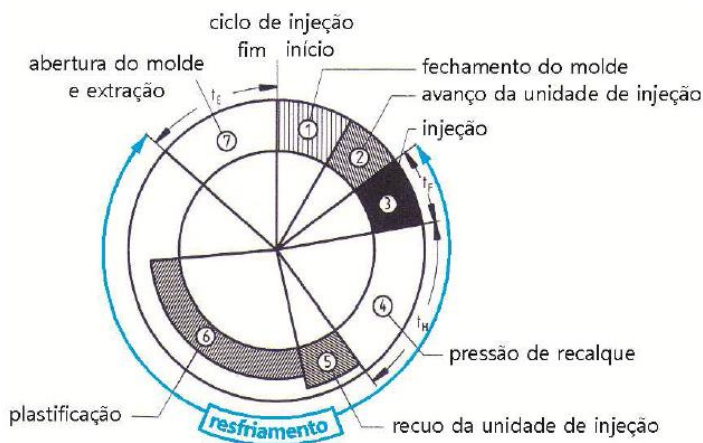


Figura 7 – Etapas do processo de moldagem por injeção (PÖTSCH E MICHAELI, 1995).

No processo de moldagem por injeção, o fluxo polimérico está sujeito simultaneamente ao escoamento e resfriamento. Logo que o fluxo entra na cavidade do molde, inicia-se o resfriamento através do contato com a parede da cavidade, formando uma camada congelada. No interior do fluxo, tem-se material ainda fundido, que continua escoando pela cavidade, e que irá demorar mais tempo para resfriar, conforme visto na Figura 8 (POTSCH E MICHAELI, 1995).

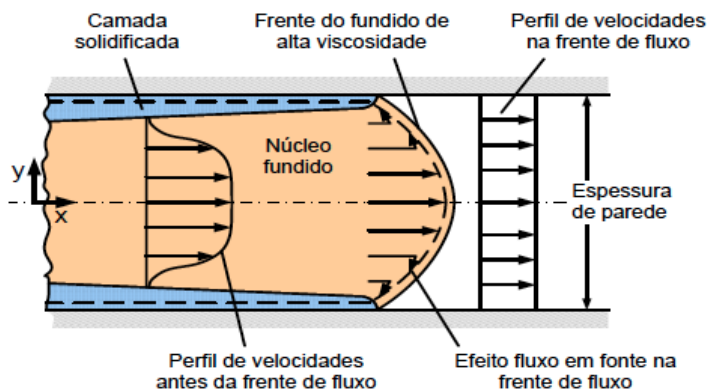


Figura 8 – Representação do fluxo polimérico no preenchimento da cavidade (POTSCH E MICHAELI, 1995).

Nota-se também uma diferença no perfil de velocidade do fluxo polimérico, sendo que o maior gradiente de velocidade (taxa de cisalhamento) se encontra próximo a camada congelada, não exatamente adjacente devido a alta viscosidade do fundido nesta área. Nesta região, o polímero fundido é sujeito a um forte cisalhamento, que resulta na orientação das moléculas na seção logo abaixo da superfície da peça moldada. Este gradiente, maior nas proximidades que no centro, leva a um fluxo perpendicular a parede do molde, chamado de “fluxo em fonte” ou “chafariz” agindo como um fator adicional à orientação molecular nessa região. Como pode ser visto na Figura 9, onde é apresentado os perfis de temperatura, taxa de cisalhamento e velocidade do fluxo polimérico fundido durante o preenchimento da cavidade em dois pontos, tem-se que a maior temperatura ocorre próxima a maior taxa de cisalhamento, onde a influência da dissipação viscosa é maior. A temperatura máxima do termoplástico aumenta com o tempo, devido à redução da seção livre para o escoamento, com o consequente aumento da taxa de cisalhamento, causada pela maior espessura da camada solidificada, deslocando-se a região de sua ocorrência levemente no sentido do núcleo da cavidade.

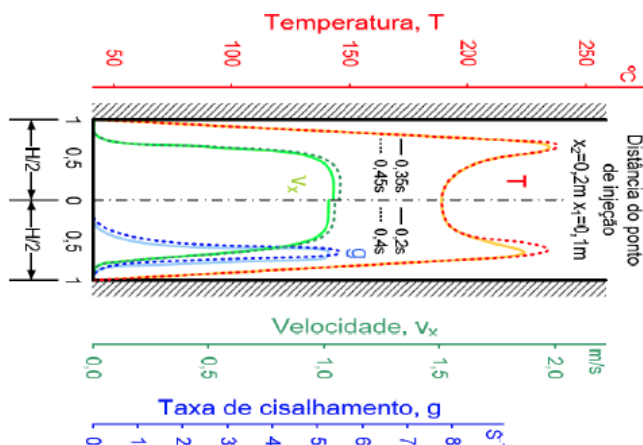


Figura 9 – Perfis de temperatura, velocidade e taxa de cisalhamento do polímero no preenchimento da cavidade (POTSCH E MICHAELI, 1995).

O comportamento da camada congelada varia conforme a temperatura de injeção, sendo que em altas temperaturas a espessura desta camada é menor, pois o resfriamento é mais lento (Figura 10), ou seja, a espessura da camada congelada varia inversamente proporcional a temperatura de injeção (KANTZ E NEWMAN, 2003).

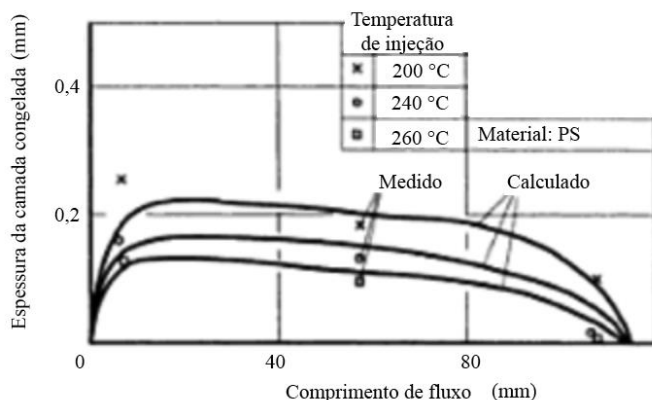


Figura 10 – Dependência da espessura da camada congelada em relação ao comprimento de fluxo. Adaptado de Potsch e Michaeli (1995).

Cavalheiro (2007) sintetizou as variáveis do processo de moldagem por injeção em quatro macrovariáveis que controlam praticamente todo o processo, sendo elas:

**TEMPERATURA DE MASSA:** é a temperatura local do material injetado em um determinado tempo durante o ciclo de injeção; pode-se assumir a temperatura de injeção (temperatura do material dosado no canhão) como referência inicial, mas ao longo do processo seu valor é alterado por efeito das demais variáveis.

**TAXA DE RESFRIAMENTO:** é a velocidade com a qual o material perde calor; isso modifica, por exemplo, o grau de cristalinidade e/ou o tamanho dos cristais do material, tendo efeitos importantes nas propriedades dimensionais, mecânicas e óticas do moldado.

**PRESSÃO NA CAVIDADE:** é a pressão do material no interior da cavidade; costuma-se assumir como referência a pressão máxima atingida durante a moldagem; essa variável controla a quantidade de material injetado no molde e, por consequência, a massa e a precisão

dimensional das peças, além de influir em tensões residuais e empenamento.

**VELOCIDADE DE ESCOAMENTO:** é a velocidade com a qual o material flui pela cavidade durante o preenchimento; está fortemente associada à taxa de cisalhamento e, por isso, tem efeitos sobre temperatura de massa, orientação molecular, degradação e tensões residuais.

Essas quatro macrovariáveis podem ser controladas através das variáveis de controle da máquina injetora, sendo as propriedades dos componentes injetados resultantes da configuração escolhida para o processo. De maneira sintética, Peixoto (2009) relaciona as variáveis de controle da máquina injetora, propriedades do polímero, do molde e fluido de resfriamento, e as variáveis de controle do processo de injeção (Figura 11).

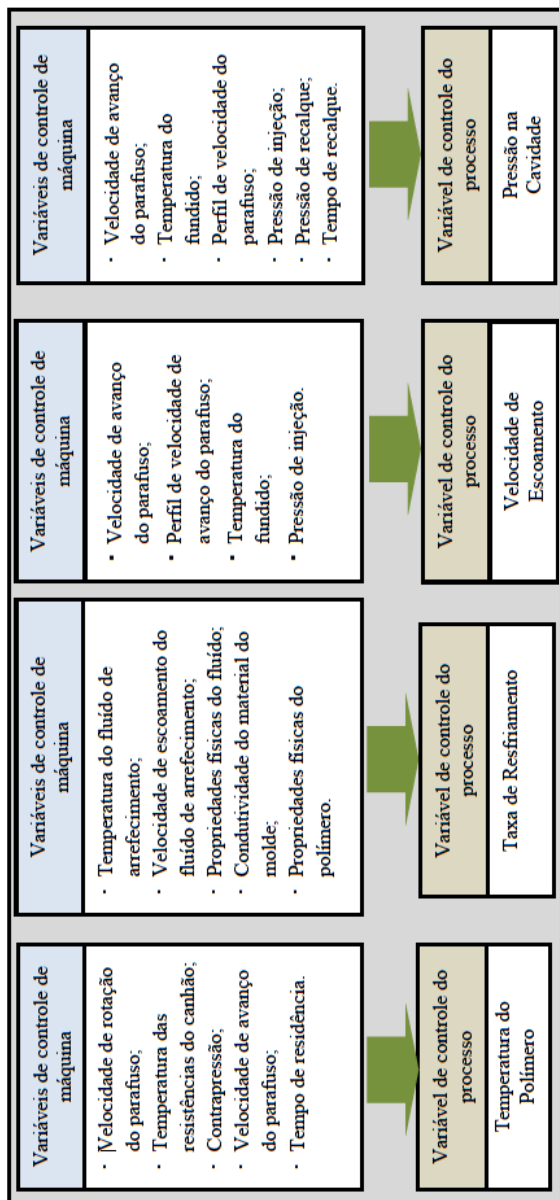


Figura 11 – Relação entre as variáveis de controle da máquina injetora, propriedades do polímero, do molde e fluido de resfriamento, e as variáveis de controle do processo de injeção. (PEIXOTO, 2009).

Para o processo de injeção de PLA, devido as propriedades térmicas, recomenda-se o uso de resinas PLA que contenham no máximo 1% do isômero D (DRUMRIGHT et al., 2000). Um dos *grades* de injeção é o PLA 3251D, da fabricante NatureWorks®, que possui aproximadamente 98,8% de isômero L e 1,2% de isômero D (Siebert-Raths et al. 2011 apud AHRENS et al., 2012).

Um dos agravantes do processamento do PLA é sua limitada estabilidade térmica (SODERGARD; STOLT, 2002). O PLA perde rapidamente sua estabilidade térmica quando é aquecido acima da  $T_m$  (temperatura de fusão). Além da degradação pelo fator térmico, a quantidade de monômero residual no polímero induz a degradação antecipada do polímero (AURAS et al., 2004). Para o PLA 3251D, da fabricante Natureworks, Ahrens et al. (2012) verificou através de um DOE, variando parâmetros de injeção e realizando ensaios de tração, que a variação do tempo de residência, não acarretou na degradação deste biopolímero.

Outro fator muito importante é a secagem do material antes do processo de moldagem, para evitar a degradação e a perda de propriedades mecânicas durante o processamento. Recomenda-se valores abaixo de 100 ppm de umidade (LIM et al., 2008).

Apesar do PLA apresentar uma taxa de cristalização muito lenta, que pode ser aumentada através da adição de agentes nucleantes e plastificantes, pode-se ainda variar as condições do processo, como a temperatura do molde (LI e HUNEALT, 2007). Para se obter peças cristalinas com a utilização de PLA na moldagem por injeção, pode-se utilizar moldes aquecidos entre 70 e 100 °C. Lim et. al (2008) alega que a temperatura mínima do molde de injeção para processar este biopolímero é de 25 a 30 °C, para evitar a condensação do ácido lático nas superfícies do ferramental, que pode afetar o acabamento superficial. Kovács e Tábi (2011) utilizaram a temperatura do molde a 20 °C para processar o PLA com reforço de amido e obter corpos de prova para ensaios de tração e obtiveram bons resultados comparados com a literatura. Ahrens et al. (2012), utilizaram temperaturas do molde de 25 e 30 °C e temperaturas de injeção de 180 e 190 °C, para processar o PLA 3251D em molde de aço AISI 1045.

Reed (2011) utilizou o software Moldflow para simular o processo de injeção de um disco de PLA 3051, da fabricante Natureworks®, porém este material não constava no banco de dados do software, sendo que o material base escolhido para a simulação foi o PLA 3251D, com uma pequena alteração no índice de fluidez. Para a

injeção foram utilizadas temperaturas de injeção de 175 e 200 °C. Foi verificado que a qualidade das peças injetadas melhorou com o aumento da temperatura de injeção e com tempos de ciclos mais longos.

### 2.1.2. Propriedades Mecânicas

Em relação as propriedades mecânicas do PLA, diversos autores estudaram o comportamento deste polímero em ensaios de curta duração, como o de resistência a tração. Este ensaio é realizado mediante o carregamento de um corpo de prova a um taxa de deslocamento fixa, onde se registra a força necessária para manter o carregamento. Os dados deste ensaio são tratados e apresentados na forma de um gráfico, *tensão x deformação de engenharia*, onde a tensão de engenharia é definida como a razão entre a força e a área de seção transversal inicial do corpo de prova ( $\sigma = F/A_0$ ), enquanto que a deformação é definida como a derivada do deslocamento, ou seja,  $\varepsilon = (L_f - L_0)/L_0$ , sendo  $L_0$  e  $L_f$  o comprimento inicial e final do corpo de prova, respectivamente.

A partir do gráfico tensão x deformação, podem ser extraídos algumas informações que quantificam a resistência do material, como: módulo de Young ou de elasticidade ( $E$ ); tensão ( $\sigma_{esc}$ ) e deformação no escoamento ( $\varepsilon_{esc}$ ); tensão ( $\sigma_{rup}$ ) e deformação na ruptura ( $\varepsilon_{rup}$ ); e a tenacidade.

O módulo de elasticidade está diretamente relacionado com a rigidez do polímero, ou seja, quanto maior for o valor do módulo, maior sera a rigidez. Este é obtido através da inclinação da curva a baixas deformações, quando  $E = \sigma/\varepsilon$  for até 0,2 %, apresentando um comportamento aproximadamente linear, na qual predominam deformações elásticas reversíveis (CANEVAROLO, 2002; CALLISTER, 2007).

A tensão de escoamento indica a tensão na qual ocorre a deformação plástica generalizada, sendo um importante critério de falha para o projeto de peças. Já o a resistência a fratura ou limite de resistência a tração indica a tensão na qual ocorre a ruptura do material.

As deformações no escoamento e na ruptura definem o poder do escoamento das moléculas poliméricas durante o estiramento. Sendo que a máxima deformação suportada pelo corpo de prova antes de sua ruptura, corresponde a deformação na ruptura, e é um indicativo da ductilidade do material, mesmo que dependente das dimensões do corpo de prova (CANEVAROLO 2002; CALLISTER, 2007).



Estes parâmetros ainda podem variar conforme o tempo, temperatura e ambiente em que os corpos de prova se encontram no momento do ensaio. Com a influência da temperatura, um polímero pode ter seu comportamento alterado de frágil para dútil, como mostra a Figura 12, para o acetato de celulose. Já a influência do tempo, ou seja, da taxa de deformação, ou velocidade do ensaio, tem-se que a tensão de escoamento aumenta linearmente com o aumento do logaritmo da taxa de deformação, para o epóxi, conforme a Figura 13. Já o ambiente, por exemplo a umidade relativa do ar, pode influenciar também nas propriedades mecânicas, quando o material é suscetível a absorção de água.

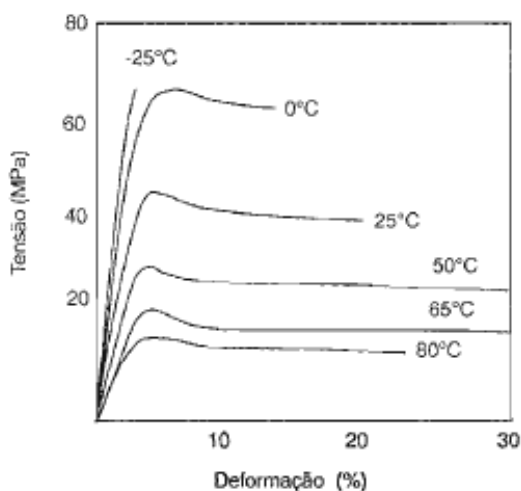


Figura 12 – Curvas tensão x deformação para o acetato de celulose a várias temperaturas (CANEVAROLO, 2002).

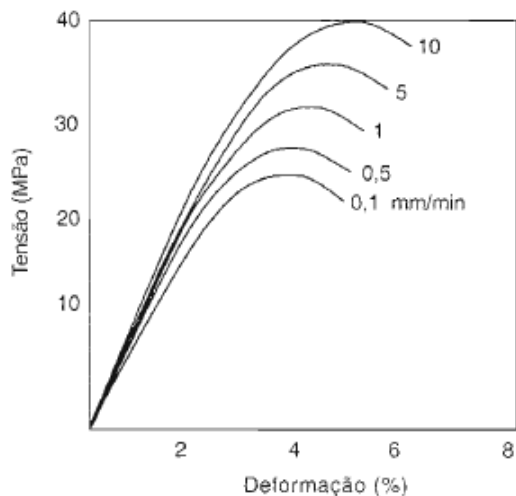


Figura 13 – Efeito da velocidade do ensaio em mm/min nas curvas de tração do epóxi (CANEVAROLO ,2002).

Além destes fatores, o processo de fabricação dos corpos de prova para o ensaio de tração e os parâmetros utilizados, assim como a geometria dos espécimes, também influenciam os resultados obtidos. Muitos autores avaliaram as variações de PLA, outros, um compósito de PLA com diferentes materiais, comparando com o material virgem, e verificaram a alteração em suas propriedades mecânicas, sendo que alguns citam que as propriedades mecânicas do PLA é semelhante as do PET e PS (GUPTA e KUMAR, 2007; REED, 2011).

Ahrens et al. (2012) verificaram que alguns parâmetros como, temperatura de injeção, tempo de preenchimento da cavidade, temperatura do molde e tempo de residência do material no cilindro influenciam a taxa de cisalhamento e a tensão de cisalhamento, para a moldagem por injeção de um corpo de prova de tração ASTM D638 tipo IV, no PLA 3251D da *Natureworks*®, de modo que maiores taxas de cisalhamento são encontradas em menores tempos de preenchimento, conforme encontrado na literatura e corroborando com o estudo de Ghosh et al., (2007). Foi verificado que, estatisticamente, somente o módulo elástico do PLA sofreu influência dos parâmetros de moldagem, de modo que este, a tensão e o alongamento na ruptura, foram maiores com menores tempos de preenchimento, menores temperaturas de molde e menores temperaturas de injeção. Já em relação ao tempo de

residência, não foi constatada nenhuma degradação térmica no biopolímero com o aumento deste parâmetro. Os valores encontrados para a resistência a tração foram de 51,5 a 57,3 Mpa, módulo elástico entre 1,54 e 1,98 GPa e alongamento na ruptura entre 13 e 15%.

Segundo Auras et al. (2004), as propriedades mecânicas do PLA são dependentes da orientação molecular, sendo que se essa orientação provir de um processo a baixa temperatura, há um aumento significativo na resistência mecânica sem que haja um aumento da cristalinidade. Auras et al. (2004) também verificou que o maior teor de L-lactideo em filmes contribuem para o aumento resistência a tração. Em seu estudo, verificou que O PLLA com 94 % de L-lactídeo apresentou menor resistência a tração e maior alongamento até a ruptura do que o PLLA com 98% de L-lactideo. A resistência a tração para os dois PLLA's correspondem aos valores encontrados na literatura para o PS, sob as mesmas condições de testes. Porém, quando comparado com o PET, ambos os PLLA's tem valores inferior.

Gosh et al. (2008) avaliaram as propriedades mecânicas de um PLLA, na moldagem por injeção convencional e pelo método SCORIM (*shear controlled orientation in injection molding*, moldagem por injeção com orientação controlada por cisalhamento), em diferentes condições de processamento, realizando também ensaios de recuperação a quente pela medição da retração da peça por 30 minutos a 120 °C. Foi observado que uma maior orientação molecular ocorreu com o aumento do tempo de cisalhamento (SCORIM) e com a diminuição da temperatura do molde. Com o processo SCORIM, as peças apresentaram maior orientação molecular das cadeias poliméricas e obteve-se um aumento na tensão de escoamento e deformação na ruptura, já o módulo elástico não apresentou variação significativa. Em outro estudo, Gosh et al. (2007), verificou a influência da temperatura do fundido, vazão de injeção e pressão de recalque na moldagem por injeção de um PLLA, realizando também a recuperação a quente. A temperatura do fundido foi o parâmetro de maior influência na cristalinidade e orientação molecular, (após a recuperação a quente).

Segundo Ikada e Tsuji (2000), a cristalinidade das amostras decresce com o aumento da massa molar, resultando em diferentes valores de propriedades mecânicas. A massa molar dependerá das unidades monoméricas, do tamanho das cadeias e do método de polimerização. O aumento deste parâmetro favorece um maior número de moléculas entre as cadeias ordenadas, deixando a estrutura ainda mais ancorada, até um patamar onde pouca influência é observada, conforme a Tabela 2 (CANEVAROLO, 2002).

Tabela 2 – Influência da massa molar nas propriedades mecânicas sob tração no PLA. (Adaptado de PEREGO, et al., 1996).

Massa molar ( $M_w$ )	47500	75000	114000
Tensão de escoamento (MPa)	49	53	53
Resistência a tração (MPa)	40	44	44
Módulo Elástico (Mpa)	3650	4050	3900

Perego et al. (1996) estudou o comportamento mecânico de algumas composições de PLLA e PDLLA com diferentes massas molares. No ensaio de tração, verificou um aumento de quase 20% no módulo elástico do PLLA comparado com o PDLLA. Já na resistência a tração, para o PLLA foi encontrado valores entre 55 e 59 MPa e para o PDLLA, entre 40 e 44 MPa. Após o recozimento das amostras de PLLA, a 105 °C por 90 minutos, foi verificado que a resistência a tração variou entre 47 e 66 MPa, respectivamente para a menor e maior massa molar, evidenciando que a fração cristalina do material é mais influenciada quando a massa molar é maior. Também verificou que a resistência ao impacto tem forte influência da cristalinidade.

Reed (2011) verificou que as propriedades mecânicas do PLA 3051 (da fabricante NatureWorks®), obtidas no ensaio de tração (em corpos de prova tipo IV conforme a norma ASTM D638), se assemelham as propriedades mecânicas do PET (Figura 14). Em seu estudo, preparou amostras deste material puro, e com adição de 5 e 10 % em peso de cortiça. Verificou que a adição de 5 e 10 % em peso de cortiça no PLA reduziu, respectivamente, de 0,227 para 0,161 e 0,146 GPa o módulo de elasticidade e de 55,8 para 29,1 e 19,6 MPa a resistência a tração. Segundo o autor, essa redução ocorreu principalmente devido a presença de bolhas de ar nestas amostras, porém, considera que essas formulações podem ser utilizadas para a aplicação em produtos.

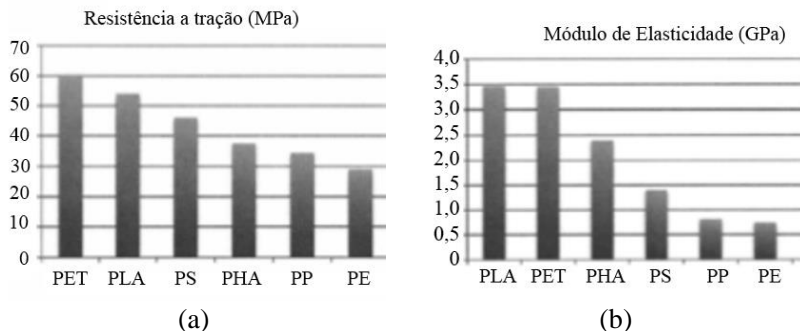


Figura 14 – Comparativo de (a) resistência a tração e (b) módulo de elasticidade entre alguns polímeros. Adaptado de Reed (2011).

Viera (2012) verificou a influência de parâmetros de injeção e da presença de entalhe nas propriedades mecânicas do PLA amorfo tipo P(L/DL)LA 70/30, do PS e do PC. Através dos ensaios realizados, verificou que o principal mecanismo de aumento da resistência mecânica para o PLA foi a orientação molecular. Os resultados mostraram que para maximizar a resistência mecânica deste PLA, foi recomendado a utilização de baixa temperatura do fundido e alta vazão de injeção. Para o PLA, em relação as diferentes temperaturas de fundido, foi encontrado uma variação de 13 % na força de ruptura para as amostras sem entalhe e 6,4 % para as amostras com entalhe. Estes resultados são semelhantes aos resultados encontrados para o PS. A resistência mecânica do PLA variou em torno de 10 % com as mudanças nos parâmetros de injeção, sendo que a temperatura do fundido foi o parâmetro mais influente. O coeficiente de rigidez (E) não apresentou grandes variações com as mudanças dos parâmetros de processamento, para todos os materiais. A presença do entalhe ocasionou forte redução da deformação na ruptura para todos os materiais. Ainda, o PLA apresentou menor sensibilidade ao entalhe quando comparado ao PS.

Comparado com outros biopolímeros, como o polibutileno succinato (PBS), o polihidroxibutirato (PHB) e a policaprolactona (PCL), o PLA possui propriedades térmicas e mecânicas superiores (BRITO et. al, 2011). Segundo Ghosh et. al (2007), a temperatura de transição vítrea ( $T_g$ ) do PLA é próxima de 60 °C e sua resistência à tração varia entre 60 e 70 MPa. Para o PHB, estudado por Machado et.

al (2010), a  $T_g$  é em torno de 3 °C e a resistência a tração entre 25 e 30 MPa. Rosa et al. (2001) realizou ensaios de tração com o PCL e obteve uma resistência de aproximadamente 17 MPa, enquanto que Franchetti et al. (2006) verificaram que sua  $T_g$  era de - 70 °C.

Em relação ao aspecto da fratura dos corpos de prova de PLLA semicristalinos, é perceptível a ocorrência de fratura frágil abaixo de sua  $T_g$ , sendo o mecanismo de deformação atuante do tipo *crazying*, ou seja, formação de microfissuras (AURAS et al., 2010; KULINSKI e PIORKOWSKA, 2005; VIEIRA, 2012). Este tipo de mecanismo é um processo conjunto de escoamento localizado e de início de fratura, onde, sob tração, formam-se pequenos vazios em um plano perpendicular à tensão aplicada, produzindo uma trinca inicial, que é estabilizada por fibrilas (*crazes*) do material polimérico orientado, evitando seu aumento (CANEVAROLO 2002). Kulinsky e Piorkowska (2005) investigaram o aspecto da fratura de corpos de prova de PLA amorfo e semicristalino, provenientes da Cargill-Dow Inc., obtidas por MEV (Figura 15). A fratura do PLA amorfo apresenta aspecto frágil com pouca deformação plástica (Figura 15a), caracterizada por poucas e longas marcas de deformação. A amostra semicristalina (Figura 15b), também apresentou aspecto frágil, embora tenha, em micro-escala, leve deformação, interpretada por alguns autores como um padrão resultante de fraturas por fibrilamento (*crazying*). Vieira (2012) também verificou o aspecto da fratura como frágil com escoamento plástico anterior a fratura, de um PLA amorfo.

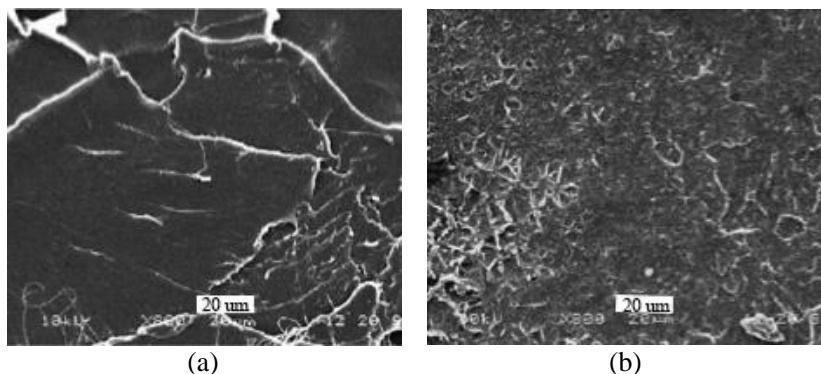


Figura 15 – Aspecto da fratura de corpos de prova de PLA (a) amorfo e (b) semicristalino. (Adaptado de Kuinsky e Piorkowska, 2005).

### 2.1.3. Aplicações do PLA

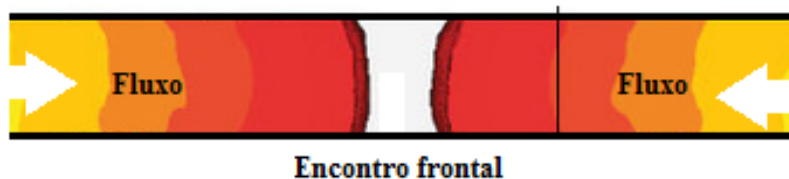
De modo geral, o PLA possui as propriedades mecânicas desejáveis para um grande número de aplicações para competir com os termoplásticos derivados do petróleo. Entre algumas aplicações estão: talheres descartáveis fabricados por injeção, embalagens e copos obtidos por termoformagem, garrafas produzidas por sopro, perfis e filmes extrudados, fibras para tecido e carcaças para *laptops* (LIM et al., 2008). Este é um biopolímero aprovado pela FDA (*Food and Drug Administration*), podendo ser utilizado em embalagens de alimentos. Ainda é um biopolímero muito focado pela área médica e odontológica, para aplicação em suturas cirúrgicas, dispositivos para a fixação de fraturas ósseas, enxertos vasculares, sistemas de liberação controlada de fármacos, pele artificial, entre outros. (SANTOS, 2011).

Segundo Pradella, (2006), este biopolímero pode substituir, em diversas aplicações, o uso de polímeros derivados do petróleo, como o polietileno de alta densidade (PEAD), polipropileno (PP), poliestireno (PS), poliamida (PA) e polietileno tereftalato (PET). As peças em PLA produzidas através da moldagem por injeção apresentam comportamento rígido, devido a sua temperatura de transição vítrea (T<sub>g</sub>) ser de aproximadamente 25 °C acima da temperatura ambiente, o que permite a aplicação em diversas áreas (DORGAN et al., 2005).

## 2.2. LINHAS DE SOLDA

As linhas de solda se formam durante o processo de injeção, na fase de preenchimento do molde quando duas frentes de fluxos se encontram (CAMPO, 2006). Em diversas peças moldadas por injeção, ocorre a formação de linhas de solda, quando o fluxo do polímero fundido se separa e posteriormente se encontra em alguma região (PEIXOTO, 1999). Quando duas frentes de fluxo de lados opostos se encontram de modo frontal, a 180 °, e sem um fluxo adicional, forma-se uma linha de solda denominada de linha de solda fria, de topo ou *weldline* (Figura 16a), que possui propriedades mecânicas inferiores se comparadas a outras regiões da peça. Quando o encontro das frentes de fluxo ocorre lateralmente, e o fluxo formado por essas frentes ainda tem tempo e pressão para preencher a cavidade do molde é formada uma linha de solda quente, de transmissão ou *meldline* (Figura 16b), com propriedades mecânicas superiores a de linhas de solda fria

(ANANTHANARAYANAN et al., 2008; MORELLI et al., 2007; OZCELIK, 2011).



(a)

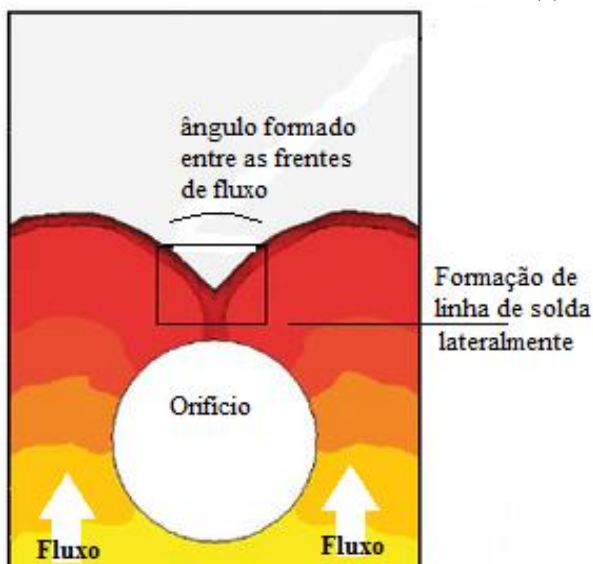


Figura 16 – Formações típicas de linha de solda (a) fria e (b) quente. Adaptado de Moldflow (2012).

Ainda outra classificação pode ser utilizada, subdividindo a linha de solda quente em *meldline* e *knitline*, conforme a Figura 17. Na *meldline* o ângulo de encontro das frentes de fluxo é igual ou superior a  $135^\circ$  sendo que as propriedades mecânicas também são superiores em *meldlines* (OZCELIK, 2011).



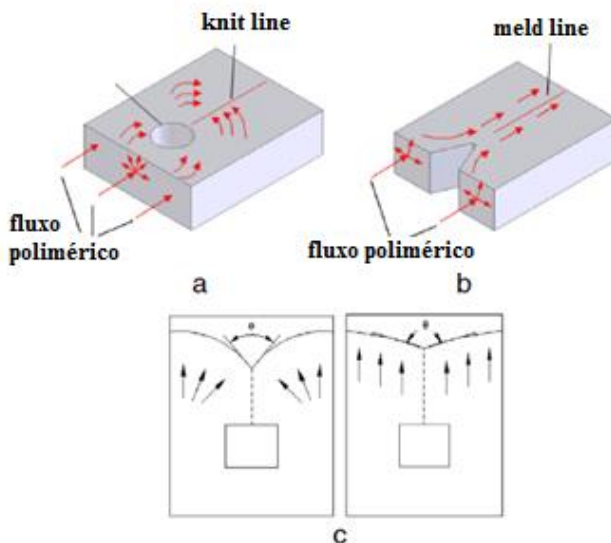


Figura 17 – Esquema de formação de linhas de solda quente. (a) *knitline*, (b) *meldline* e (c) ângulo de encontro de *knitline* e *meldline* respectivamente. Adaptado de OZCELIK et al. (2012).

As mudanças nas propriedades ao longo da região de linha de solda dependem de quão homogênea é a união das frentes de fluxo (CAMPO, 2006). A força que mais atua na união das frentes de fluxo são as forças de Van-der-Waals e o emaranhamento das cadeias que ocorre por difusão atômica. Para se ter um comparativo, a energia para quebrar uma ligação covalente C-C é de 83 Kcal/mol, enquanto que a energia para quebrar uma ligação de Van der Waals é de 2-5 Kcal/mol. A linha de solda causa um distúrbio na estrutura do material, sendo uma região que possui orientação molecular desfavorável, pela difusão insuficiente das moléculas (falta de emaranhamentos), caracterizando uma descontinuidade no material. Devido a estas características e também pela formação de concentradores de tensão que atuam como entalhes em V, pode ser uma região onde as propriedades mecânicas são reduzidas (BIERÖGEL et al., 2006; MORELLI et al., 2007).

A formação de concentradores de tensão, chamado também de entalhe em “V”, está relacionada com a camada congelada, resultante da fase de preenchimento da cavidade do molde no processo de injeção. A camada congelada é a região que está em contato com a parede da cavidade, decorrente do resfriamento provocado pela troca térmica entre

o fluxo da resina polimérica e a parede, onde o movimento deste é restringido. Entre as camadas congeladas, forma-se um canal de fluxo, onde a resina flui e preenche a cavidade do molde (IFSUL, 2007). A formação de uma linha de solda fria, gera um entalhe em “V” na última região a ser preenchida pelo fluxo polimérico (Figura 18).

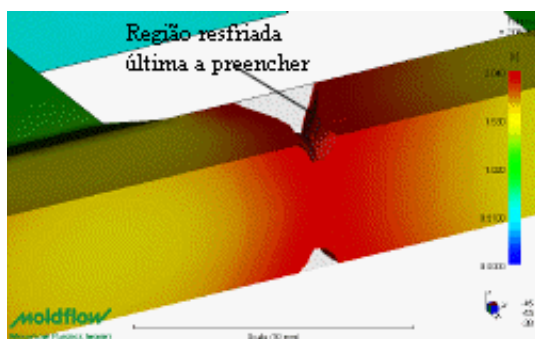


Figura 18 – Formação de concentradores de tensão. Adaptado de Imtech Design (2011).

Ainda, as linhas de solda quente também podem formar concentradores de tensão, ou seja, entalhes em “V”. Em linhas de solda quente, a profundidade do entalhe varia conforme a distância percorrida pelo fluxo polimérico a partir do ponto de encontro das frentes de fluxo (Figura 19). Sendo que mais longe do ponto de encontro (Figura 19b), menor a profundidade do entalhe e maior o ângulo de encontro destas frentes de fluxo adjacentes (YAMADA et al., 2005a).

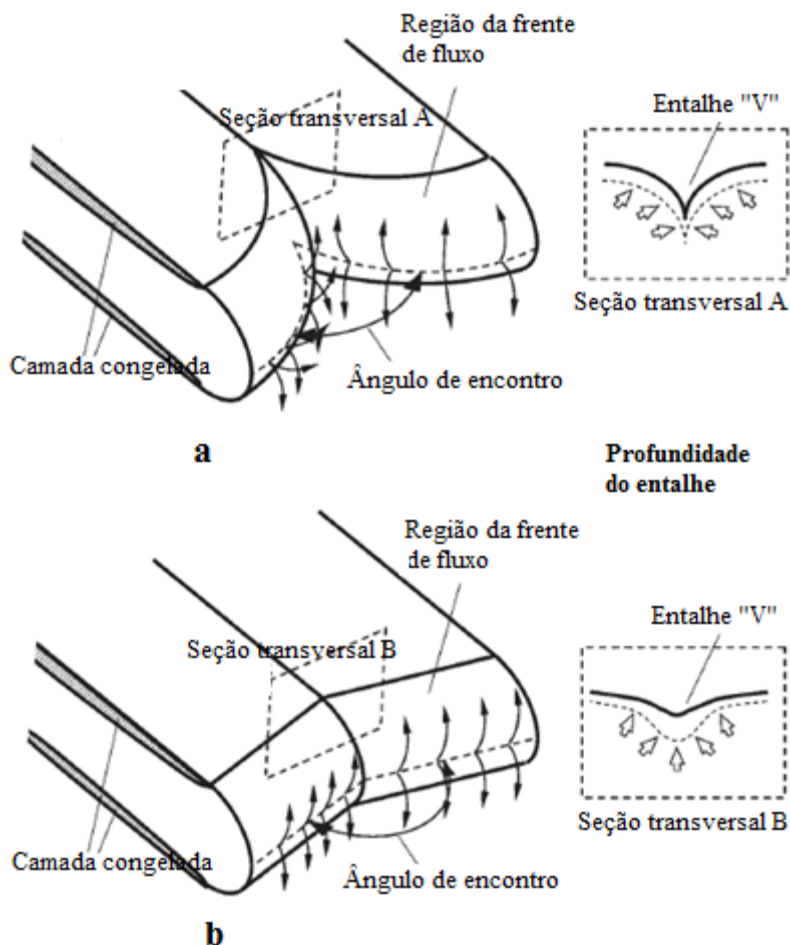


Figura 19 – Profundidade do entalhe e ângulo de encontro. Adaptado de Yamada et al. (2005a).

Há um grande número de fatores que afetam a resistência e a estética das peças moldadas por injeção. Entre os fatores que influenciam a formação de linhas de solda em moldes de aço estão: tipo de resina polimérica, espessura da peça, geometria da cavidade do molde, número e localização dos pontos de injeção, modificadores de impacto na resina, aditivos que volatilizam durante o preenchimento do molde, reforços (cargas), condições do processo de moldagem (tais como temperatura e viscosidade do termoplástico fundido no momento

de união) e lubrificantes pulverizados sobre a cavidade do molde (CAMPO, 2006; CHEN et al., 2007). Peixoto (1999) cita que é importante verificar o índice de fluidez, a contração do material e a variação de espessura da peça. Ainda, o recobrimento da superfície da cavidade pode melhorar a aparência e a resistência das linhas de solda (CHEN et al., 2009).

As linhas de solda também causam irregularidades na aparência da peça moldada por injeção, tornando-a mais propensa ao desgaste (CAMPO, 2006). Quando visíveis, apresentam-se com um aspecto semelhante a trincas, na superfície do moldado (Figura 20).

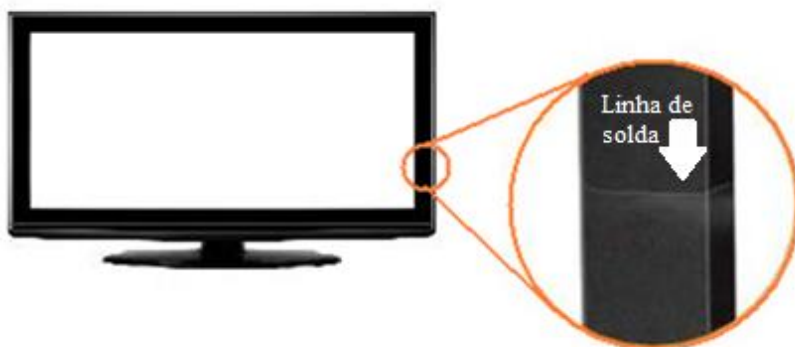


Figura 20 – Exemplo de peça injetada com a presença de linha de solda visível. Adaptado de Yudo (2012).

A visibilidade das linhas de solda pode ser correlacionada ao ângulo de encontro das duas frentes de fluxo que darão origem a mesma. Alguns estudos apresentaram que existe uma tendência ao desaparecimento das linhas de solda quando o ângulo de encontro atinge um determinado valor, conhecido como ângulo de desaparecimento, que dependendo do material pode estar entre 120 e 150° (PEIXOTO, 1999).

Para avaliar a formação de linhas de solda em peças moldadas por injeção, pode-se realizar uma injeção progressiva, ou *short shot* (Figura 21), caso já exista o molde. A injeção progressiva consiste em realizar a moldagem por injeção com o preenchimento incompleto da cavidade (HARADA e UEKI, 2012). Outro modo de verificar o preenchimento é utilizar o método da imagem de enchimento para peças de geometria simples, realizada com o uso de régua e compasso ou também por meio de *softwares* de simulação CAE (PEIXOTO, 1999;

KÓVACS E SIKLÓ, 2010). Através destes *softwares*, é possível realizar uma análise de fluxo, e determinar parâmetros como pressão de injeção, forma de preenchimento da cavidade do molde, tensões e temperaturas, inclusive nas regiões dos defeitos como linhas de solda e ar aprisionado, permitindo avaliar as características das peças (PEIXOTO, 1999). Kovács e Sikló, (2010) utilizaram o *software* Moldflow 6.2 em seu estudo para avaliar a formação da linha de solda e sugeriram uma modificação na malha de elementos finitos para alcançar melhores resultados na simulação, já que a mesma apresenta corretamente apenas a localização das linhas de solda. Através de uma malha tipo *midplane*<sup>2</sup> e comprimento de aresta global de 1, 2, 2,5 e 5 mm, foi verificado qual a melhor correspondência entre a peça injetada, pela técnica *short shot* e a simulação. Inesperadamente, o maior comprimento de aresta global apresentou a melhor correlação para o ângulo de encontro das frentes de fluxo.

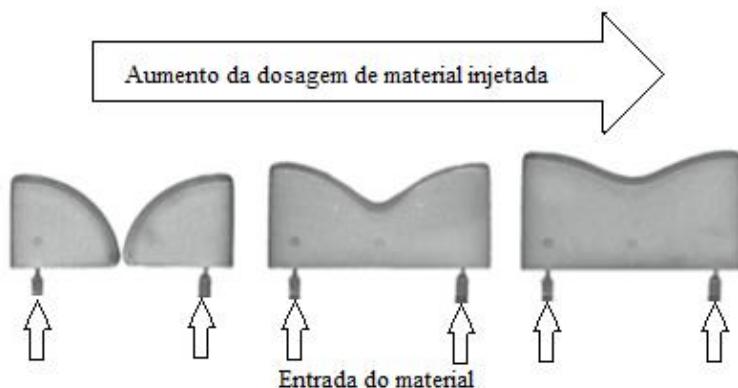


Figura 21 – Injeção progressiva de uma placa. Adaptado de Kovács e Sikló (2010).

As linhas de solda nem sempre representam um problema, desde que localizadas em regiões da peça injetada que não sejam críticas. As regiões críticas da peça podem ser de aspectos técnicos, que devem suportar um determinado esforço mecânico, ou estéticos, que

<sup>2</sup> *Midplane* – malha de elementos triangulares de três nós que formam a representação dimensional da peça. O comprimento global de aresta representa o valor onde cada nó é separado na malha (VELLWOCK ET AL., 2012).

apresentem poucos ou não apresentem defeitos visuais. Torna-se um problema quando estas linhas de solda se localizam nestas regiões críticas, podendo prejudicar a qualidade dessas. A localização da linha de solda pode ser alterada, modificando a geometria da peça, a espessura de parede e a disposição dos pontos de injeção ou as dimensões dos canais de alimentação (CAMPO, 2006). Zhai et al. (2005) realizaram uma otimização para especificar o local das linhas de solda pela variação do diâmetro dos canais de alimentação em uma carcaça de telefone fixo moldada por injeção com dois pontos de injeção (Figura 22), que apresentava uma linha de solda em uma região esteticamente crítica da peça. A metodologia desenvolvida consiste em três etapas: dividir a peça em seções, avaliando a formação de linhas de solda em cada seção; otimizar a localização dos pontos de injeção individualmente, para resultar na menor pressão de injeção; e reposicionar as linhas de solda com o dimensionamento dos canais de alimentação. Após aplicada a metodologia, verificou-se o reposicionamento da linha de solda para uma região não crítica da peça.

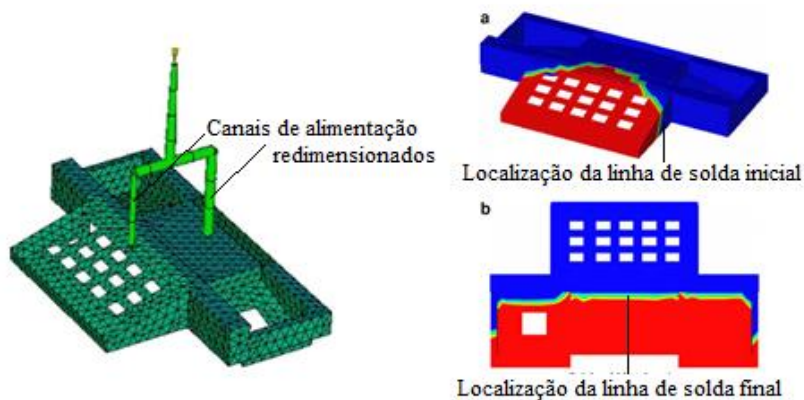


Figura 22 – Modificação da localização da linhas de solda através do redimensionamento dos canais de alimentação. Adaptado de Zhai et al. (2005).

Também é possível conseguir uma melhoria do desempenho e da aparência das linhas de solda através de ajustes nas condições de processamento, tal como a temperatura de injeção e temperatura do molde. Segundo Dairanieh et al. (1996) a temperatura do molde é mais

influyente em polímeros semicristalinos. Qualquer variável que aumente a temperatura e pressão no plano de encontro das frentes de fluxo e velocidade do fluxo, exercerá, provavelmente, um efeito positivo sobre o desempenho da linha de solda (PEIXOTO, 2009; YAMADA et al., 2005a,b). Temperaturas de injeção e do molde elevadas, não somente auxiliam na difusão molecular como aumentam o grau de emaranhamento das moléculas na região da linha de solda (CHEN et al., 2007). Alguns autores citam que a pressão de recalque e o tempo de recalque influenciaram estatisticamente de forma positiva na qualidade da linha de solda (CHEN et al., 2007; WU e LIANG, 2005; ZHOU e MALLICK, 2005), porém alguns estudos indicam que há pouca, ou não há influência (KIM et al., 1997; OZCELIK, 2011). Em altas pressões de recalque, aumenta-se a tensão residual e reduz-se o emaranhamento das moléculas (CHEN et al., 2007). A velocidade de injeção também foi verificada por alguns autores (CHEN et al., 2007; LI et al., 2006; SON et al., 2001; WU e LIANG, 2005) que mostraram que este parâmetro exerce influência, porém, no estudo de Kim et al. (1997) não houve um efeito significativo no resultado. Em relação a visibilidade da linha de solda, Li et al. (2006),verificou que o aumento da temperatura e da velocidade de injeção melhora a estética da linha de solda.

A qualidade da linha de solda também é influenciada pelo balanceamento do preenchimento das cavidades, em moldes/insertos com duas ou mais cavidades com geometrias diferentes ou configurações diferentes dos canais de alimentação e pontos de injeção. Este balanceamento é importante para que se obtenha a menor pressão de injeção, reduzindo a resistência ao escoamento do fluxo polimérico em todas as regiões da peça, e consequentemente favorecendo a união das frentes de fluxo na seção da solda (ZHAI et al., 2005). O balanceamento também é importante para validar os ensaios mecânicos, em peças com mais de uma cavidade, garantindo que o fluxo preencha uniformemente e simultaneamente as cavidades, caso contrário, na mesma injeção haverão peças com diferentes propriedades (KUO e JENG, 2010).

Aumentando o número de pontos de injeção, resultaria em formação de mais linhas de solda, porém em virtude do menor comprimento dos caminhos de fluxo até estas regiões, são obtidas temperaturas maiores, facilitando a fusão entre estas frentes de fluxo, resultando em linhas de solda mais resistentes (MALLOY, 1994). Para peças com razão entre comprimento de fluxo e espessura maior que 100 quanto mais longe do ponto de injeção a linha de solda estiver, mais fria estarão as frentes de fluxo, resultando em piores propriedades

mecânicas. Para peças com mais de um ponto de injeção é inevitável o aparecimento de linhas de solda, porém, seus efeitos podem ser reduzidos (MALLOY, 1994).

O efeito de linhas de solda em produtos moldados por injeção em moldes metálicos e a influência dos parâmetros de injeção nas propriedades mecânicas foi estudado em muitos trabalhos, através de diversas geometrias (figura 23). Na Tabela 3 observam-se estudos onde foram variados parâmetros de injeção, o tipo de linha de solda, e os ensaios realizados, e na Tabela 4, os materiais utilizados. Em relação as propriedades mecânicas, muitos autores utilizaram o fator linha de solda (Eq. 1) como parâmetro para verificar a confiabilidade da solda e ter um valor para se basear na redução de resistência mecânica quando uma linha de solda estiver presente. O fator linha de solda corresponde a divisão do valor correspondente a resistência mecânica de um corpo de prova com linha de solda pelo valor correspondente a resistência mecânica de corpo de prova sem linha de solda. Na maioria dos casos esse valor é inferior a 1.

$$FLS = \frac{\text{Resistência da amostra com linha de solda}}{\text{Resistência da amostra sem linha de solda}} \quad \text{Eq. 1}$$



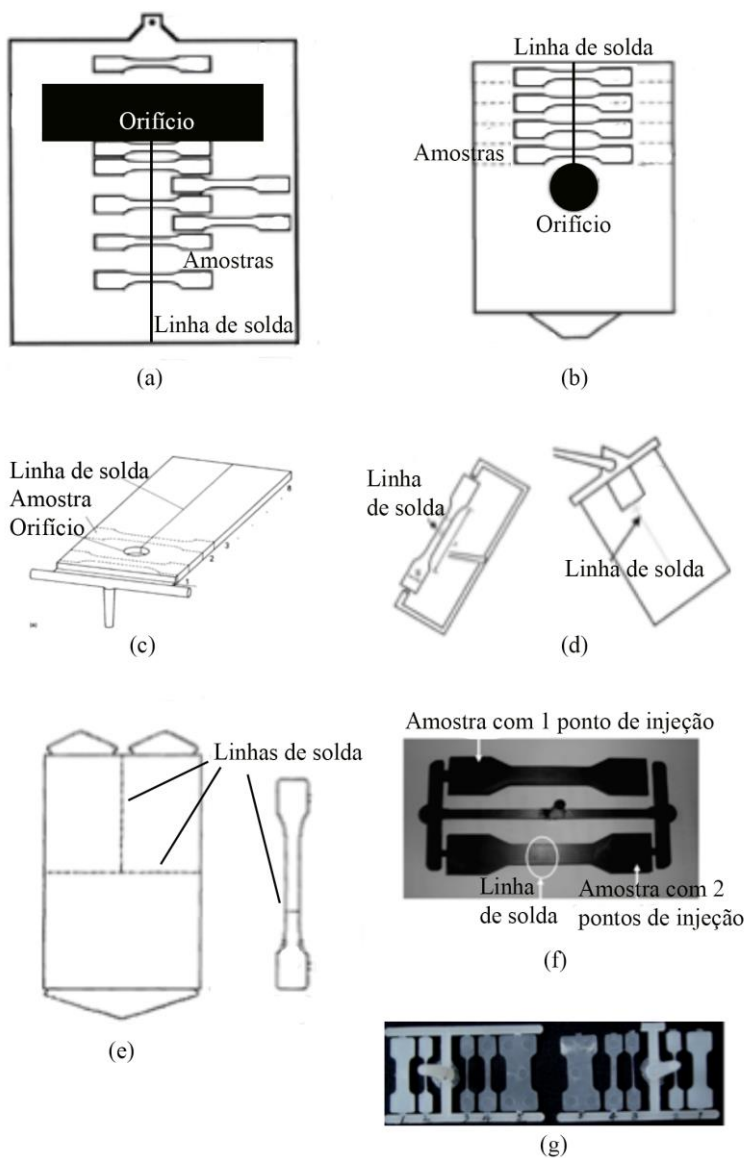


Figura 23 – Geometrias utilizadas nos estudos de: (a) Dairanieh (1996); (b) Séliden (1997); (c) Son et al. (2001); (d) Yamada et al. (2005a); (e) Wu e Liang (2005); (f) Hashemi (2010); e (g) Kuo e Jeng (2010).

Tabela 3 – Estudos sobre linhas de solda.

Autor	Ensaio		Linha de solda		Parâmetros de Injeção						
	Impacto	Flexão	tração	quente	fria	$t_{rec}$	$P_{rec}$	$Pi_{nj}$	$V_{inj}$	$T_{molde}$	$T_{inj}$
Dairanieh et al., 1996			X	X						X	X
Kim et al., 1997			X	X			X		X		
Selden, 1997	X	X		X	X		X		X	X	X
Kazmer e Roe, 1998			X	X	X	X					
Liu et al., 2000			X	X							
Son et al., 2001				X	X				X		X
Wu e Liang, 2005			X	X	X	X	X	X	X	X	X
Yamada et al., 2005a	X			X							
Yamada et al., 2005b			X	X							
Zhou e Mallick, 2005		X	X	X			X				X
Bierogel, 2006			X		X						
Li et al., 2007			X	X		X		X	X		X
Chen et al., 2007			X		X		X		X	X	X
Ananthanarayanan et al. 2008			X	X	X						X
Chen et al., 2009			X		X					X	X
Hashemi, 2010			X		X						
Kovács e Sikló, 2010				X							
Kuo e Jeng, 2010			X		X		X	X	X	X	X
Ozcelik, 2011	X		X	X			X	X			X
Wang et al., 2013			X		X					X	

Tabela 4 – Autores e materiais utilizado nos estudos.

Autor	Material
Dairanieh et al., 1996	PMMA
Kim et al., 1997	PBT (compósito)
Seldén, 1997	PA6, PPO, ABS, PPS (compósito) e PP (compósito)
Kazmer e Roe, 1998	PC (compósito)
Liu et al., 2000	PS
Jarus, 2000	PEAD e PVC
Son et al., 2001	PS, PPO, PA (blenda)
Merah et al., 2003	CPVC
Zhou e Mallick, 2005	PP (compósito)
Yamada et al., 2005	PS
Yamada et al., 2005	PS
Wu e Liang, 2005	PP e PEAD
Morelli, 2007	PP (compósito)
Chen et al., 2007	ABS
Ananthanarayanan et al., 2008	ABS, HIPS e PEBD
Chen et al., 2009	ABS
Gamba et al., 2009	PP (compósito)
Hashemi, 2010	ABS (compósito)
Kuo e Jeng, 2010	PEUAPM
Ozcelik, 2011	PP
Ozcelik et al., 2012	PP
Wang et al., 2013	PP, PS, ABS, ABS/PMMA, ABS/PMMA (compósito) e PP (compósito)

Dairanieh et al. (1996) realizou um estudo correlacionando a viscosidade do material na região da linha de solda com a temperatura do fundido, através da análise computacional no *software Moldflow*<sup>TM</sup>, e a resistência mecânica em corpos de prova de PMMA. Verificou que o fator linha de solda foi em média de 0,8 e que variando as condições de processamento, houve uma variação não maior que 20 % nos valores de tensão obtidos no ensaio de tração. Verificou também que ocorre a redução da viscosidade do polímero na região da linha de solda, com o aumento da temperatura do fundido e do molde, aumentando a resistência mecânica na região de linha de solda, facilitando a difusão

molecular. Ainda notou que a pressão de injeção experimental é, em média, 45 % maior que a sugerida pelo *software*.

Kim et al. (1997) investigou o efeito da linha de solda na morfologia e nas propriedades mecânicas do PBT reforçado com fibras de vidro, variando parâmetros como a velocidade de injeção e a pressão de recalque. A resistência à tração foi praticamente a mesma dos corpos de prova com e sem linhas de solda, já o alongamento até a ruptura decresceu pela metade nos corpos de prova com linha de solda. Isto deveu-se ao fato das fibras se encontrarem paralelas a linha de solda e perpendicular a direção de tração.

Selden (1997) investigou o efeito de parâmetros de injeção através de um fatorial completo  $2^4$ . Os parâmetros avaliados foram a pressão de recalque, a velocidade de injeção, temperatura de injeção (do fundido) e a temperatura do molde, os quais podem influenciar na formação de linhas de solda e nas propriedades mecânicas. Para avaliar o resultado foram realizados ensaios de resistência à tração, ao impacto e à flexão em peças injetadas (PA 6, PPS com fibra de vidro, PP com 40% talco, PPO e ABS). Verificou que o fator linha de solda variou entre 0,25, para o PPS com fibra de vidro, e 0,98 para o PPO em ensaios de flexão em corpos de prova com linhas de solda fria. Os corpos de prova com linhas de solda quente resultaram em elevados fatores de linha de solda. Para um mesmo polímero, a variação dos parâmetros de injeção não apresentaram mudanças significativas estatisticamente no fator linha de solda, contudo, pode-se concluir que alta pressão de recalque, alta temperatura de injeção, e baixa temperatura do molde, produzem fatores de linha de solda mais elevados. Já o efeito da velocidade de injeção, pode ser tanto positivo quanto negativo, dependendo do material.

Kazmer e Roe (1998), estudaram a resistência das linhas de solda em uma peça de PC com 20% de fibras de vidro, e verificaram que pode-se ter um aumento significativo (aproximadamente 40 %) da resistência a tração da linha de solda convencional, através da indução da orientação do fluxo e das fibras através da utilização de canais quentes (*hot runners systems*).

Liu et al., (2000) estudou o efeito de parâmetros de injeção e da geometria e dimensões de obstáculos (obstruções) que separam o fluxo polimérico e geram uma linha de solda, na resistência mecânica da peça, em PS. Verificou que os parâmetros que mais afetam a resistência de linhas de solda foram a temperatura de injeção e a temperatura do molde. A maior resistência mecânica é alcançada com a geometria circular do inserto, que ocupa maior área da cavidade, sendo que as

frentes de fluxo se encontram em menor tempo de injeção, resultando em uma maior temperatura na região de solda. Da mesma forma que a resistência na região da linha de solda aumenta quando este obstáculo é maior.

Jarus et al. (2000) estudou a resistência da linha de solda em corpos de prova de tração injetados em moldes com dois pontos de injeção, em PVC e PEAD, também em blendas destes materiais, e verificou que os corpos de prova se deformavam em regiões longe das linhas de solda e fraturavam quando a alcançavam, resultando em uma redução da resistência a fratura quando comparados com corpos de prova isentos de linha de solda.

Son et al. (2001) estudou a morfologia de linhas de solda quente e fria em corpos de prova de materiais compósitos de diferentes viscosidades, e verificou a formação do entalhe em V nas amostras, com a diferente morfologia das partículas na superfície da linha de solda. Verificou também que a maior velocidade de injeção e menor temperatura de injeção resultaram em linhas de solda mais aparentes.

Merah et al. (2003) verificou que as propriedades mecânicas em relação ao ensaio de resistência a tração também diminuíram para o material CPVC, com a introdução de uma linha de solda, como pode ser visto na Figura 24. O fator linha de solda variou entre 0,84 e 0,97. Em relação ao módulo de elasticidade, não houve influência da presença da linha de solda. Já em relação a deformação na ruptura, os corpos de prova com linha de solda apresentaram nenhuma ou pouca deformação.

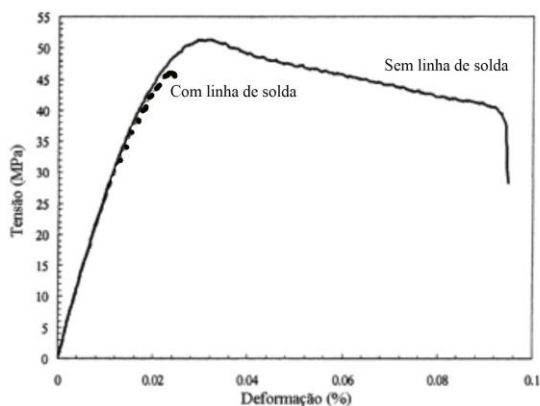


Figura 24 – Gráfico de tensão x deformação para os corpos de prova de tração de CPVC com e sem linha de solda, a temperatura ambiente. Adaptado de Merah et al. (2003).

Zhou e Mallick (2005) verificaram que a resistência a tração dos corpos de prova com a presença de linha de solda aumentou com o aumento da temperatura de injeção e pressão de recalque, utilizando PP com 40 % em peso de talco. Essa variação das propriedades mecânicas foram explicadas através da análise da morfologia da pele e do núcleo das amostras, sendo que a espessura do núcleo foi reduzida com o aumento da temperatura de injeção e pressão de recalque, de forma que a pele tornou-se mais espessa, resultando em um aumento na resistência.

Yamada et al. (2005a) investigaram a resistência a fratura de corpos de prova em PS, contendo linhas de solda, variando a geometria da obstrução de fluxo polimérico na cavidade. Verificaram que a localização do ponto de encontro das frentes de fluxo exerce influência nas propriedades das linhas de solda em peças com linhas de solda quente. A resistência a fratura e a profundidade e ângulo do entalhe em V, variaram com a distância do ponto de encontro das frentes de fluxo, sendo que a resistência a fratura decresceu com a maior distância do ponto de encontro. A profundidade do entalhe em V diminui e o ângulo de encontro das frentes de fluxo adjacentes aumenta.

Yamada et al. (2005b) estudou a influência do comportamento de fluxos adjacentes as linhas de solda nas propriedades mecânicas do PS por meio de ensaios de tração. Foi investigado o comportamento da linha de solda quente, através de uma peça plana com um orifício central, e posteriormente o corte e desbaste de regiões da peça com linhas de solda, em diferentes comprimentos de fluxo, produzindo espécimes do tipo “gravatinha”. Nota-se que em linhas de solda quente, o aumento do comprimento de fluxo, distanciando da obstrução, aumenta o ângulo de encontro das frentes de fluxo, e diminui a profundidade do entalhe (Figura 25), resultando também em valores de resistência a tração mais elevados.

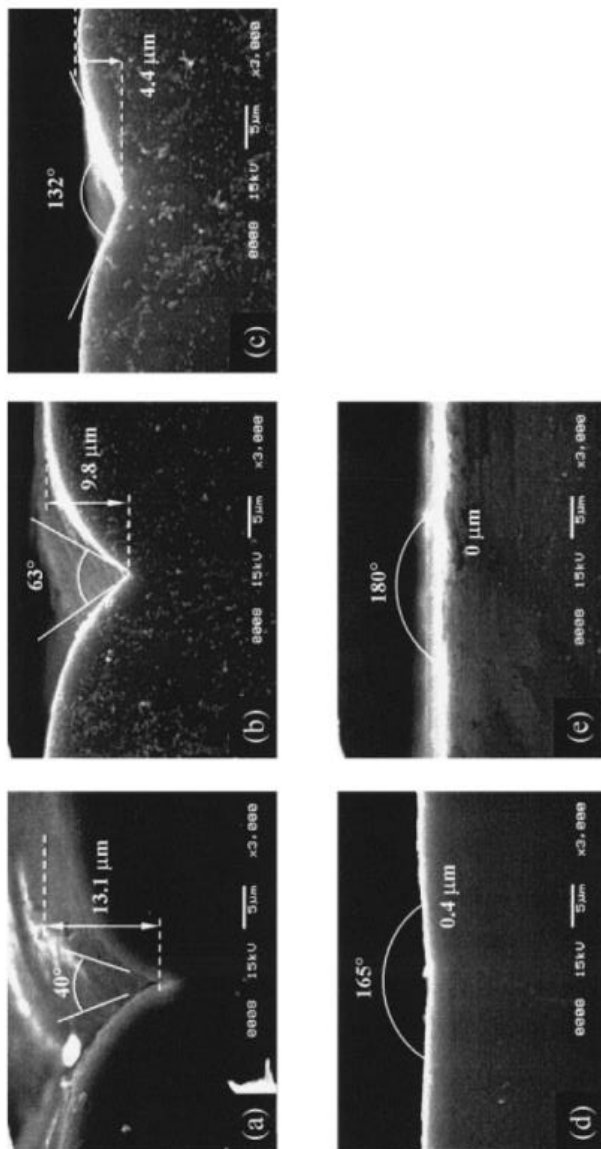


Figura 25 – Entalhe formado pela linha de solda do (a) menor comprimento de fluxo, até o (e) maior. Adaptado de Yamada et al. (2005a).

Wu e Liang (2005) estudaram a contribuição individual de parâmetros de processos na resistência de linhas de solda de peças injetadas em PP e PEAD, através do método Taguchi variando a temperatura do molde, pressão de recalque, temperatura de injeção, velocidade de injeção e tempo de recalque. Os fatores que mais influenciaram na redução da resistência a tração foi a temperatura de injeção, seguido do tempo de recalque, velocidade de injeção e temperatura do molde. A pressão de recalque não teve grande influência na redução do fator linha de solda. Também verificou que é possível, através de um molde especial, fabricar espécimes com e sem linhas de solda utilizando o mesmo molde, para então avaliar o fator linha de solda. O fator linha de solda foi de aproximadamente 0,90 para o corpo de prova ASTM D638 tipo I.

Morelli et al (2007) realizou um estudo sobre a resistência ao impacto em corpos de prova de PP reforçados com talco injetados em um molde de canais quentes, que apresentavam linhas de solda em algumas áreas, e concluiu que a resistência ao impacto na região de linha de solda depende da temperatura do fundido e velocidade de injeção, sendo a influência mais acentuada em baixas temperaturas de injeção. No entanto, o fator que mais influenciou a resistência ao impacto foi à orientação das partículas de talco. Campo (2006) afirma que resinas com reforço de partículas de baixa razão de aspecto (comprimento/diâmetro), como o talco, são independentes de suas orientações e tem comportamento similar a resinas sem cargas.

Chen et al. (2007) investigou a influência de condições de processamento e da espessura dos corpos de prova na resistência de linhas de solda em corpos de prova de ABS de paredes finas com um ponto de injeção (sem linha de solda) e com dois pontos de injeção (com linha de solda). Através do resultado experimental, verificou-se que o aumento da resistência mecânica ocorreu nas condições de maior temperatura de injeção, maior temperatura do molde, alta velocidade de injeção e baixa pressão de recalque. Ainda, foi notado que a espessura do corpo de prova também influencia na resistência a tração, sendo que a diminuição da resistência a tração é mais evidente em peças de parede fina.

Ananthanarayanan et al. (2008) verificaram a resistência na região de linhas de solda quentes e frias em corpos de prova de tração em ABS, HIPS e PEBD. Os corpos de prova com a presença de linha de solda fria foram injetados diretamente na cavidade com formato “gravatinha”. Já os corpos de prova com linha de solda quente foram usinados no mesmo formato a partir de uma placa injetada. Para a



comparação foi calculado o fator linha de solda e variado a temperatura de injeção. Foi observado que os corpos de prova com linha de solda fria apresentaram resistência mecânica satisfatória, para os polímeros amorfos e processado em altas temperaturas. Já em polímeros semicristalinos, a linha de solda fria foi mais prejudicial que em polímeros amorfos. Porém, tanto em polímeros amorfos quanto em semicristalinos, a resistência mecânica das linhas de solda frias foi inferior às linhas de solda quentes.

Chen et al., (2009) observaram o efeito da temperatura de injeção e temperatura do molde na resistência de linhas de solda em corpos de prova de tração *tipo* “gravatinha” de ABS, em molde de aço AISI P20, com recobrimento de TiN e Teflon de diferentes espessuras. Como resultado observou que o recobrimento em Teflon eliminou a marca da linha de solda e aumentou a resistência mecânica no ensaio de tração, devido ao menor coeficiente de transferência térmica.

Gamba et al. (2009) utilizou polipropileno reforçado com fibras de vidro, para avaliar a resistência ao impacto e a microdureza em corpos de prova injetados em moldes de aço com dois pontos de injeção e constatou que a resistência ao impacto decaiu em torno de 20 a 30% na região de linha de solda, enquanto que a microdureza é maior nesta região que em outras sem a linha de solda.

Hashemi (2010) investigou o efeito da temperatura do ensaio de tração na resistência de linhas de solda de corpos de prova moldados por injeção em ABS reforçado com fibras de vidro curtas (GF) e esferas de vidros (GB). Verificou que o aumento da temperatura do ensaio de tração diminuiu a resistência de corpos de prova com e sem linha de solda de maneira linear, de modo que o fator linha de solda aumentou com o aumento da temperatura do ensaio.

Kuo e Jeng (2010) estudaram o efeito da geometria e dos parâmetros de processos na resistência a tração de corpos de prova com e sem linha de solda, focando também na microestrutura através do MEV. O material utilizado foi o PEUAPM. Verificaram que a formação de linhas de solda reduz os efeitos dos parâmetros de processo e das dimensões da seção transversal na resistência a tração. Também, em geral, nas linhas de solda foram encontrados micro-vazios (*micro-voids*), trincas e união molecular incompleta. O efeito da geometria mostrou que nos corpos de prova com menor seção transversal, a temperatura do fundido decresce muito rápido, prejudicando a união das frentes de fluxo, nos corpos de prova com linha de solda, acarretando em menores valores de resistência a tração. Já em seções mais espessas a união das moléculas é favorecida pela temperatura maior em que as

frentes de fluxo se encontram, pela maior distância das paredes do molde, acarretando em maiores valores de resistência a tração.

Ozcelik (2011) investigou a influência dos parâmetros de injeção nas propriedades mecânicas de espécimes de PP com e sem linhas de solda. Verificou que os parâmetros que mais afetaram a resistência das linhas de solda foram a pressão de injeção e a temperatura de injeção. Também verificou que, em média, a resistência dos corpos de prova com linha de solda foi inferior as amostras sem linha de solda, sendo 10,14% para a resistência a tração, 28,90% para a resistência ao impacto charpy e 88,04% para o alongamento.

Ozcelik et al. (2012), avaliou a influência de parâmetros de injeção nas linhas de solda formadas em placas de PP, que possuíam uma obstrução do fluxo polimérico, formando ângulos de contato com este fluxo de 0°, 15° e 45°. Verificou que o ângulo desta obstrução influenciava o ângulo de encontro das frentes de fluxo (que ocorre após a passagem pela obstrução) e tem efeito considerável na resistência a tração na região de formação da linha de solda, sendo que se obteve a maior resistência a tração com o ângulo do inserto de 15°. Ainda, foi verificado que a resistência a tração foi inferior nos corpos de prova com a presença de linha de solda, sendo entre 6 e 10 % menores do que os corpos de prova sem a presença de linha de solda.

Wang et al. (2013) utilizaram uma técnica desenvolvida recentemente, a *Rapid heat cycle molding (RHCM)*<sup>1</sup>, para avaliar o efeito da temperatura do molde ( $T_{cs}$ ), logo após o preenchimento da cavidade, nas propriedades mecânicas de corpos de prova com e sem linhas de solda. Foram utilizados PP, PS, ABS, ABS/PMMA, ABS/PMMA- $CaCO_3$  e PP reforçado com fibra de vidro. Através de ensaios de tração (ASTM D638, e  $V = 5\text{mm/s}$ ) e impacto Izod, e com o auxílio de simulação computacional (*Autodesk Moldflow*), assim com a caracterização por MEV, MO e DSC, foram obtidos alguns resultados. Para o PS, o fator linha de solda variou de menos de 0,8 ( $T_{cs} = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$  a até 1 ( $T_{cs} = 147\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). Já para os outros materiais, a variação foi muito pequena, com exceção do PP reforçado com fibras de vidro, onde estas resultaram em uma drástica redução da resistência mecânica, sendo o fator linha de solda menor que 0,4.

### 2.3. FABRICAÇÃO RÁPIDA DE MOLDES (INSERTOS)

Nos últimos anos, a intensificação da concorrência e a crescente complexidade dos produtos fabricados têm exigido das empresas a redução do tempo de desenvolvimento de produtos e a melhor qualidade destes (SARAIVA e SOARES, 2004), para que estas empresas se mantenham competitivas. Para tal, alterações no processo de desenvolvimento no aspecto de gestão e também no emprego de técnicas e ferramentas computacionais para projeto, análise, simulação e otimização dos componentes fabricados tem sido realizadas. Entre as atividades envolvidas, a utilização de protótipos físicos ajuda a reduzir a possibilidade de falhas e melhorar a qualidade do produto. Segundo Volpato et al. (2007), o termo protótipo refere-se ao modelo técnico e/ou funcional desenvolvidos no decorrer das fases do projeto. Para a construção destes protótipos, podem ser utilizadas técnicas de manufatura aditiva, que pode ser definido como um processo de fabricação através da adição de material em forma de camadas planas sucessivas e que permitem, através de um modelo 3D da peça gerado no sistema CAD, fabricar modelos e moldes de geometria simples ou complexa de forma rápida e automatizada, conforme ilustrado na Figura 26. Porém, este processo possui algumas deficiências, como a precisão dimensional e o acabamento superficial serem inferiores aos obtidos por usinagem e a diferença nas propriedades mecânicas entre o protótipo e o produto, devido muitas vezes a utilização de resinas diferentes. Para que se possam fabricar protótipos com propriedades próximos as do produto final, moldes-protótipos podem ser utilizados, obtidos pelo processo de fabricação rápida de moldes, denominado Ferramental Rápido (RT, de *Rapid Tooling*).



Figura 26 – Representação das principais etapas do processo de manufatura aditiva. Adaptado de Volpato et. al (2007).

A fabricação rápida de moldes permite que os protótipos sejam fabricados pelo mesmo material e processo de fabricação que o produto, como no caso da moldagem por injeção, onde se podem construir moldes (insertos), possibilitando a obtenção de um maior número de peças, com propriedades mecânicas semelhantes as do produto (SABINO NETTO, 2008). Estes moldes podem ser fabricados por método direto e indireto. No método direto o inserto onde se localiza a cavidade do molde é fabricada diretamente por um processo de manufatura aditiva, como Estereolitografia (SL), Sinterização Seletiva a Laser (*Selective Laser Sintering – SLS*), FDM (*Fused Deposition Modeling*) ou outro. Estes métodos diretos geralmente proporcionam maior precisão dimensional da cavidade e, por ter menor número de etapas na fabricação, os insertos são mais rápidos de serem fabricados (SABINO NETTO, 2008). Já no método indireto, os insertos são fabricados a partir de um modelo construído por manufatura aditiva. Destacam-se entre os processos indiretos a fabricação de insertos em borracha silicone e em resina epóxi com carga de alumínio (VOLPATO et. al, 2007). Estes insertos de fabricação rápida podem ser posicionados em uma camisa de um molde de injeção (Figura 27).

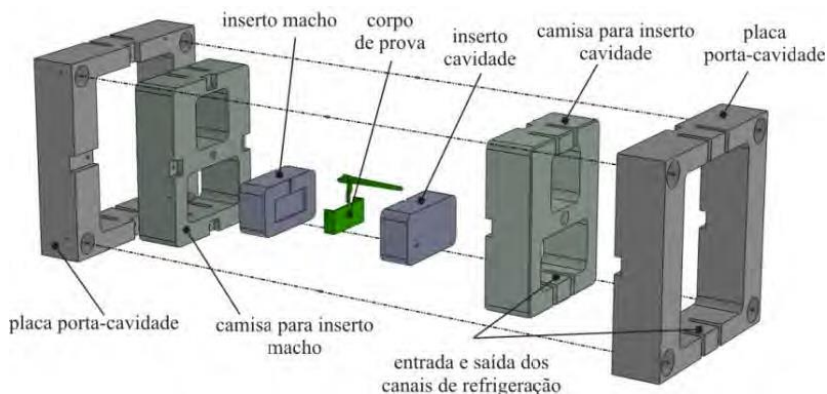


Figura 27 – Parte do molde onde se localiza o inserto cambiável (PISTORELLO, 2011).

Os insertsos de resina epóxi com cargas de alumínio, também conhecidos como Ferramental de Compósito à base de Epóxi são fabricados pelo processo de vazamento de resina e possuem propriedades térmicas e mecânicas superiores a moldes confeccionados em resinas de SL ou FDM. Com o uso destes insertsos, é possível se obter entre 50 e 1000 peças injetadas. Canais de alimentação e pontos de injeção podem ser incorporados antes ou após a cura, através de usinagem, assim como o sistema de resfriamento, extração e ventagem (escape de ar). De acordo com Sabino Netto (2008), devem-se seguir as etapas ilustradas na Figura 28, que consiste em posicionar o modelo obtido por manufatura aditiva em uma base e moldura que corresponderá às dimensões do inserto, vaziar a resina misturada com o agente de cura, e aguardar sua cura, em torno de 24 horas. O mesmo procedimento é adotado para o lado oposto. Para conferir maior resistência mecânica ao inserto, normalmente realiza-se uma pós-cura térmica.

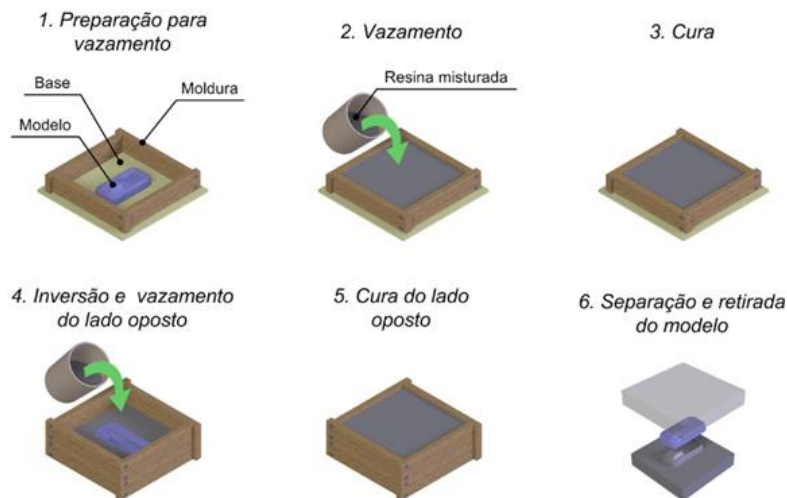


Figura 28 – Etapas do processo de obtenção de inserto por vazamento de resina (SABINO NETTO, 2008).

Os insertos fabricados em resina epóxi possuem condutividade térmica próxima de  $0,78 \text{ W.m}^{-1}.\text{°C}^{-1}$ , muito inferior aos moldes convencionais, normalmente fabricados em aço AISI P20, que encontra-se entre 29 a  $34 \text{ W.m}^{-1}.\text{°C}^{-1}$ . Esta propriedade é fundamental no processo de injeção e influencia no tempo de ciclo e nas propriedades das peças injetadas (SABINO NETTO, 2008). Cavalheiro (2007) resumiu diversos resultados de trabalhos que comparam propriedades mecânicas de peças injetadas em insertos metálicos e insertos RT, em valor percentual da propriedade para a peça em PP injetada em insertos RT em relação à injetada em metal (Tabela 5). A atribuição dos valores divergentes entre as propriedades deve-se a alguns fatores comentados pelos autores dos trabalhos analisados por Cavalheiro (2007), como o grau de cristalinidade e a espessura da camada congelada das amostras, a taxa de resfriamento do polímero na cavidade do molde, as tensões residuais do processo de injeção e a diferença nos parâmetros de processo.

Tabela 5 – Comparação das propriedades mecânicas entre peças injetadas em moldes metálicos e RT. Adaptado de Cavalheiro (2007).

Injetadas em moldes metálicos e FFF: Propriedades de Cavamento (2007):				Tração (%)		
Material Injetado	Molde	Autor	Resistência à tração	Alongamento	Módulo Elástico	
Semicristalino	PA	VRE	Dusel et al., 1998	125	10	126
	PA66	SL	Polosky et al., 1998	88	65	100
	PEAD	SL	Polosky et al., 1998	106	29	151
	PP	SL	Jayanthi et al., 1997	100	-	-
	POM	SL	Jayanthi et al., 1997	100	114	86
	PS	VRE	Dawson e Muzzy, 1999	90	85	100
	iPP	VRE	Lindner, 2002	110	-	100
	iPP	SL	Salmoria et al., 2004	100	-	100
	iPP	VRE	Yañez, 2005	100	-	100
	iPP	FDM	Foggiato, 2005	100	-	108
	POM	SL	Reinert, 2005	90	10	-
Amorfos	PS	VRE	Dawson e Muzzy, 1999	89	86	100
	PSAI	SL	Polosky et al., 1998	94	16	135
	PC	SL	Polosky et al., 1998	102	20	140
	PC	SL	Polosky et al., 1998	111	93	125
	ABS	SL	Salmoria et al., 2004	100	-	100
	PC	SL	Damle, 1998	90	-	-

Cavalheiro (2007), em seu trabalho, encontrou diferença inferior a 10 % no módulo elástico, tensão e alongamento de escoamento para o polipropileno isotático (iPP) injetado em inserto VRE e metálico nas mesmas condições de processamento, em peças de parede fina e espessa. Nas peças de parede espessa o alongamento na tensão máxima de escoamento e o alongamento na ruptura foram significativamente menores nos corpos de prova injetados em inserto VRE. Sabino Netto et. al (2008) verificou a dureza e a resistência a tração de peças injetadas em PP, em insertos VRE com carga de alumínio e em inserto de aço, utilizando temperaturas diferentes para o fluido de refrigeração e constatou que tanto a dureza, como a tensão de escoamento e o módulo de elasticidade apresentaram valores similares para a mesma configuração dos parâmetros de injeção, da mesma forma que Salmoria et al. (2008). Trembl (2011) realizou ensaios de tração em

corpos de prova conforme a norma ASTM D638 tipo V, de PP, injetados em inserto de poliuretano e aço AISI P20, e constatou que na média, os valores de tensão de escoamento, tensão máxima de tração, alongamento e módulo elástico foram inferiores no inserto de fabricação rápida, porém, após tratamento estatístico pela análise de variância (ANOVA), não houve diferença significativa entre os resultados obtidos nos dois tipos de insertos.

Em relação ao grau de cristalinidade das amostras injetadas em insertos de fabricação rápida, alguns estudos foram realizados. Fernandes et al. (2013) realizaram a injeção de uma peça em PP em inserto de aço AISI P20 e de resina epóxi com carga de alumínio (Rencast 436), e através da caracterização pelo ensaio de calorimetria diferencial de varredura (DSC), verificaram que a peça fabricada no inserto de resina apresentou maior cristalinidade que a peça injetada em aço, correspondendo, respectivamente, a um grau de cristalinidade de 47,7 % e 33,7 %. Este valor de 41,5 % maior da cristalinidade na peça fabricada no inserto de resina é provavelmente decorrente da diferença entre as condutividades térmicas dos materiais do inserto. De acordo com Jesus (2005), a lenta troca térmica do inserto com a peça injetada, devido a baixa condutividade do material do inserto de resina, confere maior tempo para que as moléculas do polímero se reorganizem de forma ordenada na estrutura, aumentando assim o grau de cristalinidade. Salmoria et al. (2008). Já havia realizado esta investigação e constatado que as amostras injetadas no inserto VRE apresentaram maior cristalinidade. Segundo referências feitas por Cavalheiro (2007), o aumento no grau de cristalinidade pode tornar as peças menos resistentes ao impacto e mais resistente a tração.

Também foi verificado por Fernandes et al. (2013), que a microestrutura do núcleo da amostra da peça de PP injetada em inserto de resina apresentava esferulitos maiores que nas peças injetadas em aço P20. Assim como a camada congelada desta amostra apresentava uma microestrutura mais grosseira. Ainda, no inserto de aço, foi observada que a camada congelada era maior que no inserto de resina, sendo que esta apresentava quatro zonas, correspondendo a: camada superficial, com alta orientação; camada com esferulitos com uma estrutura refinada; camada representada por uma faixa escura é a chamada zona de cisalhamento, onde o fluxo cisalhante atinge um nível máximo de tensão com moléculas altamente orientadas na direção do fluxo; e uma camada externa que indica a transição entre a pele e o núcleo. Essas camadas podem ser verificadas na Figura 29, através do corte de 10  $\mu\text{m}$  da seção transversal da peça em micrótomo, e observação em



microscópio ótico de luz polarizada. Sugere-se que a deficiência na troca térmica do inserto de resina epóxi com carga de alumínio, o qual aumenta o tempo de resfriamento da peça resulta em maior nucleação e crescimento dos esferulitos, confirmado pelo maior percentual de cristalinidade citado anteriormente (FERNANDES et al. 2013). Cavalheiro (2007) já havia verificado o mesmo comportamento da microestrutura de PP injetado em insertos de resina epóxi com carga de alumínio e em insertos de aço 1045. Da mesma forma que Treml (2011) verificou em sua dissertação para o PP injetado em inserto de aço AISI P20 e inserto de Poliuretano (PU).

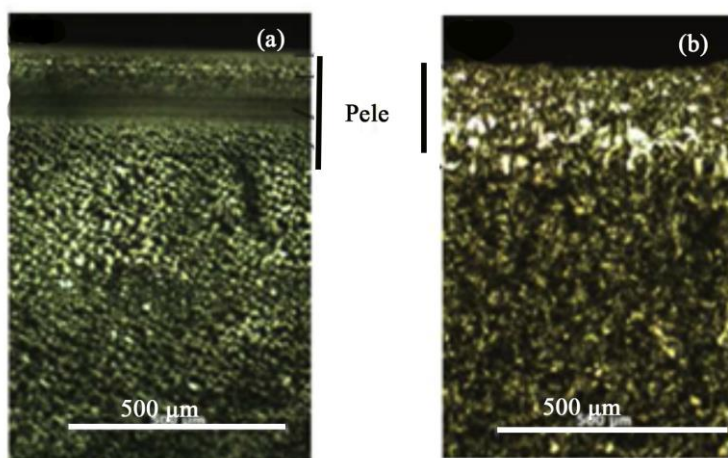


Figura 29 – Micrografia evidenciando a pele e suas camadas para as amostras obtidas nos insertos de (a) aço e (b) resina (FERNANDES et al., 2013).

### 2.3.1. Considerações Finais sobre a Revisão

### 2.3.2. PLA

Existem muitos tipos de PLA no mercado, de diversos fabricantes, sendo que muitos trabalhos não especificam exatamente

qual o PLA utilizado. Ainda, à falta de informação a respeito dos parâmetros de moldagem por injeção para os diversos tipos de PLA. Drumright et al. (2000) recomenda um PLA com aproximadamente 1 % de isômero D e secagem prévia do material para o processo de moldagem por injeção. Segundo Auras et al. (2004), Kulinsky e Piorkowska (2005) e Garlotta (2002), esta configuração representa um PLA semicristalino. Sua  $T_g$  varia entre 50 e 80 °C,  $T_c$  entre 100 e 118 °C e  $T_m$  entre 130 e 180 °C (AURAS et al., 2004; BARBANTI et al., 2005; LASPRILLA et al., 2012, DI LORENZO, 2006; DOI, 2002; BIGG, 2005; IKADA e TSUJI, 2000).

Em relação às propriedades mecânicas, Reed (2011) verificou que os resultados de resistência à tração foram similares aos do PET e PS. Estas propriedades são dependentes da orientação molecular e cristalinidade, como verificado nos estudos, onde se observa no ensaio de tração o aumento da tensão de escoamento e do alongamento na ruptura, com a maior orientação molecular, sendo que a temperatura de injeção inferior contribui para que isto ocorra (GOSH et al., 2007; GOSH et al., 2008; IKADA e TSUJI, 2000). Maiores velocidades de injeção também contribui para o aumento da tensão de escoamento e do alongamento (Ahrens et al., 2012). Já o módulo de elasticidade não sofreu efeito significativo com a modificação da cristalinidade e orientação molecular (GOSH et al., 2007; GOSH et al., 2008, VIEIRA, 2012). Nos ensaios de tração os corpos de prova de PLA apresentaram fratura tipo frágil, ocorrendo através do mecanismo de fibrilamento (*crazying*) (AURAS et al., 2010; KULINSKY e PIORKOWSKA, 2005; VIEIRA, 2012).

### 2.3.3. Linhas de Solda

As linhas de solda se subdividem em linhas de solda quentes e frias. Essas possuem propriedades mecânicas inferiores as linhas de solda quentes, tanto em polímeros amorfos quanto em semicristalinos (ANANTHANARAYANAN et al., 2008; MORELLI et al., 2007; OZCELIK, 2011). A região de formação das linhas de solda podem possuir propriedades mecânicas inferiores, devido a orientação molecular desfavorável e pela formação de concentradores de tensão (entalhe em “V”) (BIEROGEL et al., 2006; MORELLI et al., 2007).

Para verificar a formação de linhas de solda é utilizado softwares de simulação do processo de moldagem por injeção, como o Moldflow <sup>TM</sup> e na prática a técnica de injeção progressiva (*short shot*)

(PEIXOTO, 1999; PEIXOTO, 2009; KOVÁCS e SIKLÓ, 2010; ZHAI et al., 2005). A formação da linha de solda é influenciada por diversos fatores, que afetam também as propriedades e a aparência das linhas de solda, como parâmetros de injeção, geometria da cavidade, características do material e material do molde (CAMPO, 2006; CHEN et al., 2007; PEIXOTO, 2009).

Em relação aos parâmetros de injeção e as propriedades mecânicas, Chen et al. (2007) e Liu et al. (2000) verificaram que a maior temperatura de injeção resulta em melhores propriedades mecânicas na região da linha de solda, menor espessura da camada congelada e maior resistência a tração nos corpos com linha de solda. Assim, a espessura do núcleo é reduzida com a menor temperatura de injeção, de forma que a camada congelada torna-se mais espessa, resultando em um aumento na resistência à tração dos corpos de prova sem linhas de solda (ZHOU E MALLICK, 2005). Esta camada congelada é diretamente proporcional ao tamanho do entalhe em “V” (CAMPO, 2006; YAMADA et al., 2005; SON et al., 2001). Peixoto (2009) e Yamada et al. (2005) verificaram que a alta temperatura do molde exerceu influência positiva no emaranhamento das moléculas na frente de fluxo. Ainda, a temperatura do molde aliada a alta temperatura de injeção resultaram em maior resistência a tração. Ozcelik (2011) verificou que o parâmetro que resultou em aumento da resistência a tração dos espécimes com linhas de solda foi a maior temperatura de injeção.

Ainda o balanceamento dos canais de alimentação para o preenchimento simultâneo das cavidades do molde ajuda a reduzir a resistência do fluxo polimérico na cavidade. Essa melhoria ocorre devido a menor pressão de injeção aplicada, contribuindo para alcançar melhores propriedades na região de linha de solda (ZHAI ET AL., 2005; KUO e JENG, 2010). Na maioria dos estudos analisados notou-se que a redução da resistência a tração dos corpos de prova com linha de solda em relação aos sem linha de solda foi de aproximadamente de 10 %.

Em relação a caracterização da região de formação da linha de solda, a profundidade e ângulo do entalhe em “V”, variaram com a distância do ponto de encontro das frentes de fluxo, sendo que a resistência a fratura decresceu com a maior distância do ponto de encontro. A profundidade do entalhe em V diminuiu e o ângulo de encontro das frentes de fluxo adjacentes aumentou com o distanciamento do ponto de encontro (Yamada et al., 2005).

### **2.3.4. Insertos de Fabricação Rápida**

Os moldes em VRE possuem condutividade térmica muito inferior aos moldes de aço ( $0,20 \text{ W.m}^{-1}\text{K}^{-1}$  e  $29$  a  $34 \text{ W.m}^{-1}\text{K}^{-1}$ , respectivamente) resultando em um maior grau de cristalinidade das amostras em relação aos moldes metálicos (CAVALHEIRO, 2007; SABINO NETTO, 2008; PEIXOTO, 2009). A camada congelada das amostras injetadas nos moldes VRE é menos espessa que nos moldes metálicos, também pelo fato da transferência térmica ocorrer mais lentamente (CAVALHEIRO, 2007; TREML, 2011; FERNANDES et al., 2013).

Em relação às propriedades mecânicas nos moldes VRE, em comparação com os moldes metálicos, foram encontradas menores deformações na ruptura, módulo elástico igual ou maior e resistência a tração igual ou maior (para PP) e menor para PS e PA (CAVALHEIRO, 2007; TREML, 2011).

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1. MATERIAIS

O material polimérico escolhido para a moldagem por injeção foi o biopolímero PLA *Ingeo*™ 3251D, da fabricante NatureWorks® (Tabela 6). Esta escolha deveu-se por este biopolímero apresentar baixo custo (em torno de 10 reais por kilograma), ser indicado para substituir alguns *commodities*, e ainda constar no banco de dados do *software* de simulação CAE Autodesk® *Moldflow Insight*™, utilizado neste trabalho.

Tabela 6 – Propriedades do biopolímero PLA 3251D (NATUREWORKS, 2012).

Propriedade	Valor	Unidade
Massa específica	1240	kg/ m <sup>3</sup>
Índice de fluidez (190 °C)	35	g/10 min.
Índice de fluidez (210 °C)	80	g/10 min.
Viscosidade relativa	2,5	
Temperatura de fusão cristalina	155 – 170	°C
Temperatura de transição vítrea	55 – 60	°C
Resistência a tração	62	MPa
Alongamento na ruptura	3,5	%
Resistência a flexão	108	MPa
Resistência ao impacto IZOD	16	J/m
Temperatura de distorção térmica	55	°C

Já o inserto (molde-protótipo), foi fabricado a partir de um modelo 3D, pelo método indireto de vazamento de resina (Figura 28), sendo este modelo produzido por uma impressora 3D Objet Eden 250, com espessura de camada de 16 micrometros e erro dimensional após a peça pronta entre 20 e 80 micrometros (OBJET, 2011). O vazamento foi realizado com a resina epóxi RenCast™ 436 CW, do fabricante Huntsman® (Tabela 7). A escolha desta resina epoxídica se deveu por esta ser de baixo custo (60 reais por kit de resina+endurecedor, aproximadamente 1 kilograma), possuir carga de alumínio para facilitar a transferência térmica entre a peça e a cavidade e pela disponibilidade de estudos realizados sobre esta resina. Mesmo esta resina não

constando na base de dados do *software* de simulação CAE Autodesk® *Moldflow Insight*™, outros trabalhos evidenciaram a possibilidade de adequação dos parâmetros da resina para sua utilização neste *software*.

Tabela 7 – Propriedades da resina epóxi RenCast™ 436 CW após a cura (HUNTSMAN, 2011).

Propriedade	Valor	Unidade
Condutividade térmica	0,78	W/m. °C
Calor específico	960	J/kg. °C
Massa específica	1630	Kg/m <sup>3</sup>
Dureza	85 – 90	Shore D
Resistência à flexão	7,5	Kg/mm <sup>2</sup>
Resistência à tração	4,5	Kg/mm <sup>2</sup>
Módulo de elasticidade	0,65 – 0,75	GPa
Coefficiente de transferência de calor	1.983	W/m <sup>2</sup> . °C

Para o inserto em aço, foi escolhido o material AISI P20 (Tabela 8), frequentemente utilizado na indústria de transformação de plástico por possuir boas propriedades mecânicas e térmicas.

Tabela 8 – Propriedades do aço AISI P20 (GERDAU, 2008).

Propriedade	Valor	Unidade
Condutividade térmica	29	W/m. °C
Calor específico	460	J/kg. °C
Massa específica	7800	Kg/m <sup>3</sup>
Dureza	28 – 34	HRC
Resistência à tração	950 - 1100	MPa
Módulo de elasticidade	190 – 210	GPa
Coefficiente de transferência de calor	18.200	W/m <sup>2</sup> . °C

## 3.2. MÉTODOS

### 3.2.1. Sequência Experimental

Para avaliar e comparar as propriedades mecânicas do PLA moldado por injeção em moldes com insertos VRE e metálico de aço AISI P20, sob o aspecto de analisar o comportamento do mesmo quanto a presença de linhas de solda, foi determinada uma sequência experimental (Figura 30). A partir do DOE estabelecido, foram definidas o projeto e as condições de moldagem da peça. O projeto da peça foi realizado em um software CAD e posteriormente simulado o processo de injeção em um software CAE e realizada a moldagem por injeção. As propriedades mecânicas foram avaliadas por meio de ensaio de tração e posteriormente realizada a caracterização das amostras.

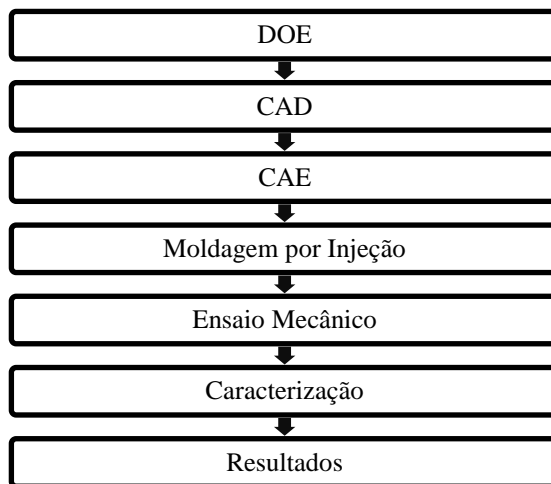


Figura 30 – Fluxograma da sequência experimental

### 3.2.2. Delineamento dos Experimentos (DOE)

Para a realização dos experimentos, foi proposto um projeto fatorial completo, contendo 3 fatores com 2 níveis e 1 fator com 3 níveis, conforme a Tabela 10, totalizando 24 condições (Tabela 9). Os

dados foram tratados estatisticamente no *software StatGraphics Centurion XV*. Como variáveis de resposta foram utilizados os valores resultantes dos ensaios de tração, sendo eles: módulo de elasticidade, resistência à tração (escoamento) e alongamento na ruptura. As análises estatísticas foram realizadas através da Análise de Variância (ANOVA) e nível de significância de 0,05.

A temperatura de injeção ( $T_{inj}$ ) foi definida com base nos limites inferior e superior recomendado para este material, conforme Natureworks (2012).

Tabela 9 – Condições e códigos do delineamento.

Condição	Código
1	T190Ecom1
2	T190Ecom2
3	T190Ecom3
4	T190Esem1
5	T190Esem2
6	T190Esem3
7	T210Ecom1
8	T210Ecom2
9	T210Ecom3
10	T210Esem1
11	T210Esem2
12	T210Esem3
13	T190Acom1
14	T190Acom2
15	T190Acom3
16	T190Asem1
17	T190Asem2
18	T190Asem3
19	T210Acom1
20	T210Acom2
21	T210Acom3
22	T210Asem1
23	T210Asem2
24	T210Asem3



Tabela 10 – Delineamento experimental.

Fator	Nível	Código
$T_{inj}$	190	T190
	210	T210
Material do inserto	resina epóxi	E
	aço P20	A
Presença de linha de solda	Com	Com
	Sem	Sem
Comprimento de fluxo	1	1
	2	2
	3	3

Além dos resultados obtidos pelo DOE, foi realizado uma verificação do local da fratura dos corpos de prova com linha de solda, uma análise do aspecto de fratura dos corpos de prova e a influência da linha de solda nos resultados obtidos no ensaio de resistência à tração.

Para a presença de linha de solda foi realizado um comparativo utilizando o fator linha de solda (FLS – Equação 1) entre os corpos de prova com e sem linha de solda. Este fator foi aplicado para a resistência à tração (escoamento), sob as mesmas condições de injeção, ou seja, as mesmas condições de temperatura de injeção, material do molde e comprimento de fluxo.

### 3.2.3. Projeto do Inserto metálico e VRE

#### 3.2.3.1. Definição da Geometria da Peça

A geometria da peça a ser injetada foi definida de modo que a mesma apresentasse linhas de solda em regiões pré-determinadas, possibilitando a análise de regiões com linhas de solda e sem linhas de solda. Para modelar a peça, foi utilizado o *software CAD Dassault Systèmes SolidWorks™* 2010. Os fatores levados em consideração para a escolha da geometria foram:

Tipo de linha de solda que poderia ser formada (*meld* ou *weld lines*);

Comprimento de fluxo;

Dimensões da peça;

Facilidade no corte da peça para gerar os corpos de prova para ensaio de tração;

Localização do(s) ponto(s) de injeção;

A geometria da peça (Figura 31a) utilizada proporcionou a obtenção de corpos de prova de tração do tipo “gravatinha”, após o seccionamento. As dimensões da peça foram limitadas pelas dimensões do inserto (130 x 75 x 70 mm), sendo que as dimensões dos corpos de prova de tração também ficaram limitadas. Com o corte da peça (Figura 31b), foram obtidos três corpos de prova de tração conforme a norma ASTM D638 tipo V, com suas dimensões detalhadas no Anexo A.

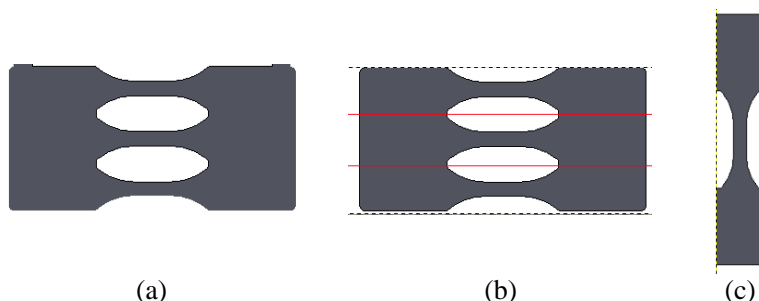


Figura 31 – Geometria da peça (a), indicação da linha de corte (b) para obtenção dos corpos de prova (c).

Como visto no capítulo anterior, a pior situação do defeito linha de solda, é quando as frentes de fluxo do polímero se encontram frontalmente, formando uma *weldline*, ou linha de solda fria. Devido a dependência deste defeito com os parâmetros de injeção e o local do(s) ponto(s) de injeção, o *software Autodesk Moldflow Insight 2012™* foi utilizado como ferramenta para auxiliar no projeto da peça. Para a importação do arquivo CAD para o *software CAE*, o arquivo foi salvo em *STL* e gerada uma malha do tipo *Midplane*, com comprimento de aresta global de 0,7 mm, 12.776 elementos e razão de aspecto média de 1,47 e máxima de 2,9. A escolha deste tipo de malha, deve-se pelo fato da peça ser plana e de geometria simples, além de apresentar tempos menores de processamento e possibilitar a observação da formação de linhas de solda.

Com a mesma geometria, alterando somente a localização e o número de pontos de injeção, foi possível dispor de duas situações onde as linhas de solda se localizam em regiões distintas da peça, conforme a

Figura 32. Assim foi possível obter corpos de prova de tração com e sem linhas de solda fria na região de interesse (seção útil de cada corpo de prova extraído da peça, ou seja a seção de menor área). Foram formadas também linhas de solda quente em uma região que não exercerá influência nos resultados do ensaio mecânico. As linhas de solda fria foram formadas a partir de dois pontos de injeção e as linhas de solda quente a partir de um único ponto de injeção.

Para avaliar o comprimento de fluxo<sup>3</sup>, este foi identificado por números 1, 2 e 3, correspondendo ao comprimento fluxo 1 aquele que preenche o primeiro corpo de prova a partir do ponto de injeção, e assim consequentemente. Os valores correspondentes para os comprimentos de fluxo foram 28, 30 e 32 mm, respectivamente para o 1, 2 e 3. A medição foi realizada através do *software Moldflow Insight™ 2012*, do ponto de injeção ao centro do corpo de prova (região de formação da linha de solda fria).

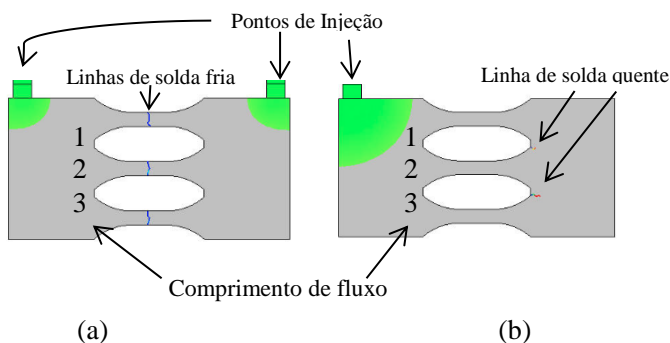


Figura 32 – Localização dos pontos de injeção, formação de linhas de solda e identificação do comprimento de fluxo. (a) Com linha de solda e (b) sem linha de solda na região de interesse.

### 3.2.3.2. Definição dos Canais de Alimentação e Pontos de Injeção

Conforme já mencionado, a geometria escolhida permite avaliar corpos de prova de tração com e sem linhas de solda na região de interesse destes, em um único inserto, variando os canais de alimentação

<sup>3</sup> Comprimento de fluxo é a distância entre o ponto de injeção (início do fluxo na cavidade) e a posição instantânea ou final do fluxo (HARADA E UEKI, 2012).

e o número de pontos de injeção. Os canais de alimentação foram dimensionados baseados na literatura referente aos moldes metálicos, conforme Matos et al. (2003), Menges et al. (2001) e Pye (1968) e posteriormente ajustados segundo resultados de simulação fornecidos pelo *software Autodesk Moldflow Insight 2012™*, para que houvesse o balanceamento do preenchimento das cavidades (Figura 33). Na simulação, para as duas condições de temperatura nos dois tipos de insertos, o fluxo polimérico apresentou comportamento semelhante e balanceado, alcançando o final do preenchimento ao mesmo tempo e gerando as linhas de solda nas regiões previstas. De acordo com o estudo realizado por Wu e Liang (2005) e Kuo e Jeng (2010), esta condição resulta em menor resistência à passagem do fluxo polimérico.

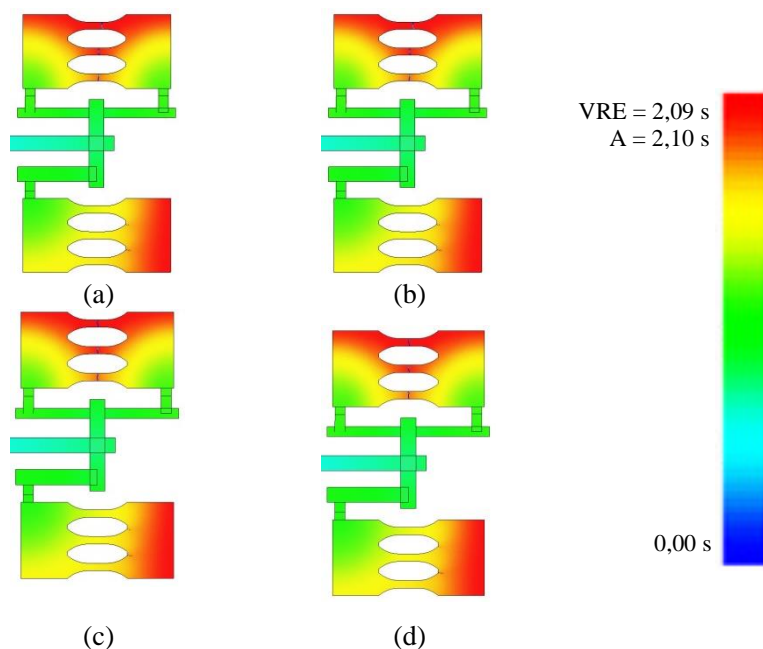


Figura 33 – Simulação do preenchimento das cavidades. (a) inserto VRE  $T_{inj} = 190\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (b) inserto VRE  $T_{inj} = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (c) inserto metálico  $T_{inj} = 190\text{ }^{\circ}\text{C}$  e (d) inserto metálico  $T_{inj} = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Já os pontos de injeção, além das recomendações feitas por Matos et al. (2003), Menges et al. (2001) e Pye (1968), foram dimensionados com base nos estudos de Cavalheiro (2007), Pereira

(2007), Sabino Netto (2008) e Peixoto (2009), realizados com moldes VRE e metálicos, tomado o devido cuidado para não degradar o material, avaliado por meio da taxa de cisalhamento máxima pelo resultado fornecido pelo *software Autodesk Moldflow Insight 2012™*. O detalhamento dos pontos de injeção pode ser verificado no Apêndice B, assim como as dimensões de todo o inserto.

### **3.2.3.3. Definição dos Canais de Refrigeração e Extração**

Os canais de refrigeração foram definidos através das recomendações para moldes de aço de Brito (2003), e verificadas por Pistorello (2012) em moldes VRE, buscando a maior uniformidade do resfriamento da peça injetada tanto no molde de aço como no molde VRE. Foram utilizados canais circulares com 6 mm de diâmetro e sua configuração foi dependente do sistema de alimentação e do sistema extrator contido no molde, onde já haviam os furos para o posicionamento. Devido ao espaço limitado do inserto, o número de extratores foi o mínimo suficiente para extrair a peça sem causar danos a mesma e garantir a correta extração. Para cada peça foram posicionado dois extratores, localizados distantes da seção útil dos corpos de prova, e em cada canal de alimentação foi posicionado um extrator, conforme desenho técnico no Apêndice B.

### **3.2.4. Parâmetros de Entrada para a Simulação**

A simulação do processo de moldagem por injeção foi realizada no *software Autodesk Moldflow Insigh™ 2012*, através da análise *Cool+Fill+Pack+Warp*. Os parâmetros de injeção constam na Tabela 11. Estes parâmetros foram baseados na literatura referente ao PLA, informações técnicas do fabricante (NATUREWORKS, 2012) e banco de dados do *software Moldflow Insight™ 2012*. Para o controle do preenchimento da cavidade foi utilizada a função *absolute ram speed profile* (posição *versus* avanço da rosca), a comutação estipulada em 99% de volume preenchido e o empacotamento controlado pela pressão de preenchimento *versus* tempo (PISTORELLO 2012; MOLDOFLOW 2012). Estes parâmetros auxiliaram para iniciar o processo de moldagem por injeção na prática.

Tabela 11 – Parâmetros de entrada para o *software Autodesk Moldflow Insight*

Parâmetro	Valor	Unidade
Diâmetro da rosca	35	mm
Posição da rosca <sup>4</sup>	24,4	mm
Velocidade de avanço da rosca	10	mm/s
Colchão	3	mm
Temperatura de Injeção ( $T_{inj}$ )	190, 210	°C
Temperatura média do molde ( $T_{molde}$ ) para o inserto metálico	30 ( $T_{inj}=190$ ) 30 ( $T_{inj}=210$ )	°C
Temperatura média do molde ( $T_{molde}$ ) para o inserto VRE	55 ( $T_{inj}=190$ ) 58 ( $T_{inj}=210$ )	°C
Temperatura do fluido refrigerante	20	°C
Pressão de recalque ( $P_{rec}$ )	80	%
Tempo de recalque ( $t_{rec}$ )	20	s

A temperatura média do molde ( $T_{molde}$ ) ao decorrer do ciclo de injeção foi estipulada conforme o cálculo realizado por Pistorello (2012), adotando a temperatura inicial da cavidade do molde de 25 °C (NATUREWORKS, 2012).

Os parâmetros de saída obtidos no *software Moldflow Insight*<sup>TM</sup> 2012 foram:

TEMPO DE INJEÇÃO ( $t_{inj}$ ): Determinado através do resultado *Fill time*;

PRESSÃO DE INJEÇÃO ( $P_{inj}$ ): Determinado através do resultado *Pressure*;

TEMPERATURA DO MOLDE ( $T_{molde}$ ), inicial, mínima e máxima: Determinada através dos resultados no relatório da análise *Cool*;

TEMPO DE CICLO: através dos resultados obtidos no relatório da análise *Cool*;

<sup>4</sup> *Posição da rosca* é o deslocamento da rosca do ponto zero (sem material nenhum no cilindro) ao ponto desejado. Seu valor corresponde também ao volume de material presente à frente da rosca, através de uma relação entre diâmetro e posição da rosca e a área do cilindro (ARBURG, 2004; MOLDFLOW, 2012).

TEMPERATURA NA FRENTE DO FUNDIDO: Determinada através do resultado *Temperature at flow front*;

PERCENTUAL DA CAMADA CONGELADA AO FINAL DO PREENCHIMENTO: Através do resultado *Frozen layer fraction at end of fill*.

### 3.2.5. Moldagem por Injeção

A moldagem por injeção foi realizada em uma máquina injetora ARBURG ALLROUNDER 320S 50T, com parafuso de 35 mm de diâmetro. Os parâmetros de entrada na máquina injetora foram baseados nos resultados obtidos no software *Autodesk Moldflow Insight™ 2012* (Apêndice C), e posteriormente ajustados experimentalmente, com base também nas informações técnicas do fabricante (NATUREWORKS, 2012).

Para o controle da temperatura do molde, foi utilizado um termorregulador MICROQUÍMICA MBQTC-9920, com vazão de 4 l/min de água, com temperatura do fluido ajustada experimentalmente em 15 °C para se obter a temperatura inicial da cavidade do molde em 25 °C (NATUREWORKS, 2012; MOLDFLOW, 2012).

A temperatura do inserto VRE foi medida por meio do sistema PICOLOG® através de um termopar tipo K e um termômetro infravermelho com emissividade ajustável MINIPA MT-360. Já no inserto de aço a temperatura foi medida somente com o termômetro infravermelho.

Para monitorar a temperatura do fundido, foi utilizado o mesmo termômetro infravermelho sob a purga do material em uma base refratária. A temperatura do fundido se apresentou muito próxima da configurada na máquina injetora para a temperatura do bico. As zonas de aquecimento do parafuso foram configuradas de acordo com o banco de dados do fabricante do polímero.

Para a moldagem por injeção, o PLA foi secado a aproximadamente 60 °C por 10 horas, em estufa convencional, conforme orientações do fabricante. Também foi realizado a injeção progressiva (*short shot*), para verificar o caminho percorrido pelo fluxo e a formação das linhas de solda.

Após a máquina entrar em ciclo (manual) depois de 15 injeções, com intervalo determinado para retirar a peça ao final de cada ciclo, foram retiradas 10 peças para cada condição. As peças foram separadas dos canais de injeção por meio de corte por lâmina e as

mesmas foram pesadas afim de analisar a estabilidade do processo e retirar quaisquer peças que apresentassem valores fora do desvio padrão, e 5 delas foram separadas aleatoriamente para os ensaios e caracterizações. Estas foram colocadas em sacos plásticos e armazenadas em um dessecador a temperatura ambiente até a realização dos ensaios.

### **3.2.6. Ensaios e Caracterizações**

#### **3.2.6.1. Resistência à Tração e FLS**

O ensaio de tração foi realizado nos corpos de prova de tração extraídos das peças injetadas em uma máquina universal de ensaios EMIC, com uma célula de carga de 50 kN e velocidade do ensaio de 5 mm/s, conforme norma ASTM D638. As condições ambientes foram de 20 °C e umidade relativa do ar de 50 %. Foram realizados 5 ensaios de tração para cada condição proposta no DOE. A resistência a tração foi analisada pelo cálculo do FLS, conforme a Equação 1 (pág. 57).

#### **3.2.6.2. Análise da Fratura dos Corpos de Prova**

Os corpos de prova ensaiados por tração foram levados a um laboratório fotográfico para a realização das fotos macroscópicas, através de uma máquina fotográfica profissional Nikon D90 e lente com distância focal de 85 mm.

#### **3.2.6.3. Calorimetria Diferencial por Varredura (DSC) - Cristalinidade**

Para avaliar as peças moldadas por injeção nos diferentes tipos de inserto, foi realizado o ensaio de DSC, para verificar a cristalinidade das amostras. Foram selecionadas as duas temperaturas de injeção ( $T_{inj} = 190$  e  $210$  °C) para cada inserto (A - metálico e E - VRE), resultando em quatro amostras. Estas amostras foram retiradas da seção transversal da região de interesse dos corpos de prova com comprimento de fluxo 1, tendo dimensões aproximadas de 3 x 3 x 1 mm. Foi utilizado um cadinho de alumínio, taxa de aquecimento de 10 °C/min e atmosfera de nitrogênio, conforme a norma ASTM D3418. A cristalinidade das



amostras foi calculada conforme a Equação 2, de acordo com Auras et al. (2004). Também foram obtidas as temperaturas de fusão e cristalização, através da identificação dos picos da curva gerada.

$$\%C = 100 \times \frac{\Delta H_{fa}}{\Delta H_{f100\%}} \quad \text{Eq. 2}$$

onde:

%C – Valor em percentual de cristalinidade da amostra em estudo;

$\Delta H_{fa}$  – Calor de fusão da amostra em estudo obtido pelo ensaio de DSC;

$\Delta H_{f100\%}$  – Calor de fusão do polímero com 100% de cristalinidade.

### 3.2.6.4. MOLP - Camada Congelada e Entalhe em “V”

A micrografia foi realizada por meio de um microscópio ótico de luz polarizada (MOLP) em 4 amostras, sendo elas: T190Ecom1, T210Ecom1, T190Acom1, T210Acom1. A análise foi realizada visando observar a espessura da camada congelada das amostras e o ângulo de encontro formado entre as frentes de fluxo, ou seja, o entalhe em “V”, evidenciando a comparação entre as diferentes temperaturas de injeção e os materiais dos insertos. Para analisar a espessura da camada congelada, foi utilizado um ultramicrotomo, extraindo “fatias” da região de interesse (crítica) dos corpos de prova, com espessura aproximadamente de 15  $\mu\text{m}$ . Para a observação foi utilizado um aumento de 100x. As medições das camadas congeladas foram realizadas através de um *software* de tratamento de imagens. Para avaliar o ângulo formado pelo entalhe em “V”, os corpos de prova foram levados ao microscópio utilizando um aumento de 200x. As imagens foram importadas para um *software* de tratamento de imagens, onde se aplicou um filtro “preto e branco” para facilitar a visualização e foi medido o ângulo de encontro.



## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1. RESULTADOS REFERENTES AO DOE

Analisando os gráficos referentes ao ensaio de tração (Figura 34, 35, 36 e 37), nota-se que as curvas força-deformação dos corpos de prova de PLA com linha de solda apresentam comportamento rígido e frágil, com baixa deformação. Nos corpos de prova sem linha de solda houve uma deformação plástica um pouco mais acentuada.

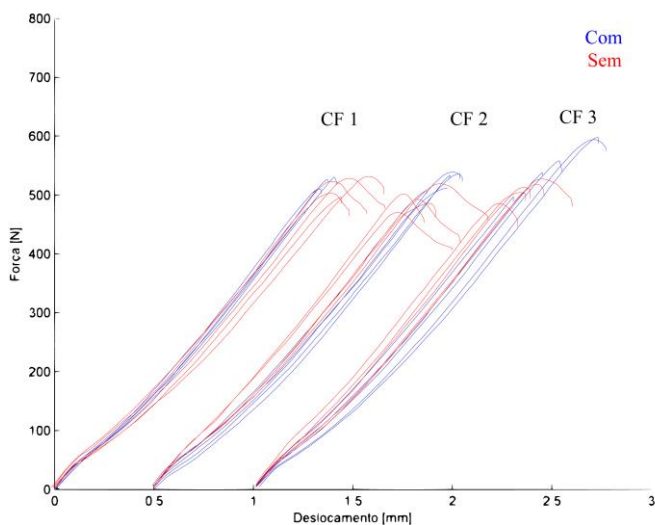


Figura 34 – Curvas força-deslocamento para os corpos de prova injetados em VRE na temperatura de 190 °C.

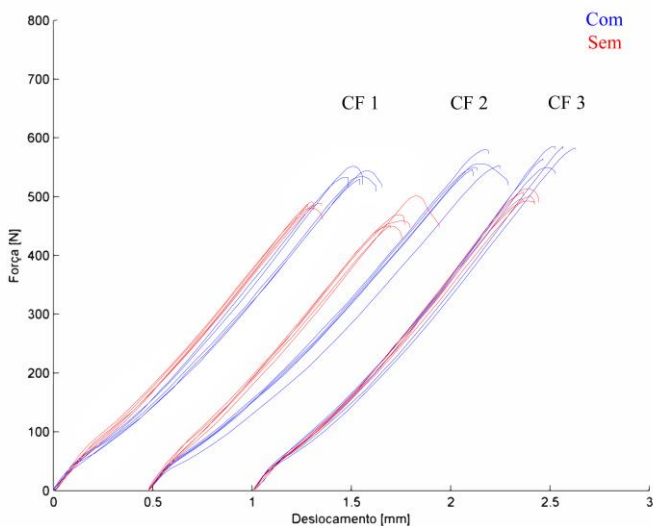


Figura 35 – Curvas força-deslocamento para os corpos de prova injetados em VRE na temperatura de 210 °C.

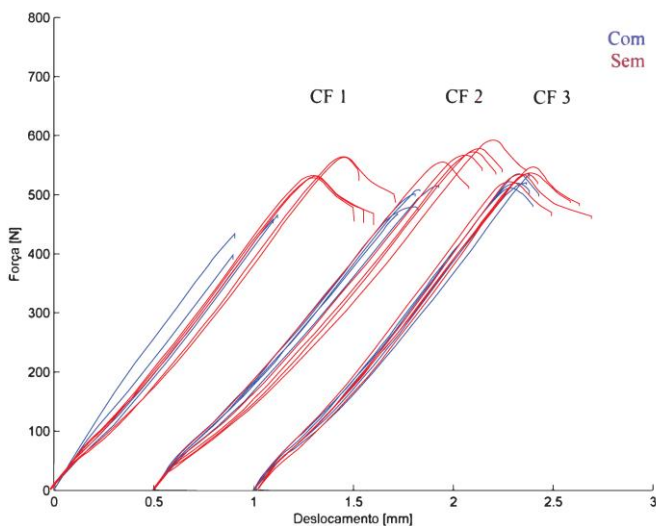


Figura 36 – Curvas força-deslocamento para os corpos de prova injetados no inserto metálico na temperatura de 190 °C.

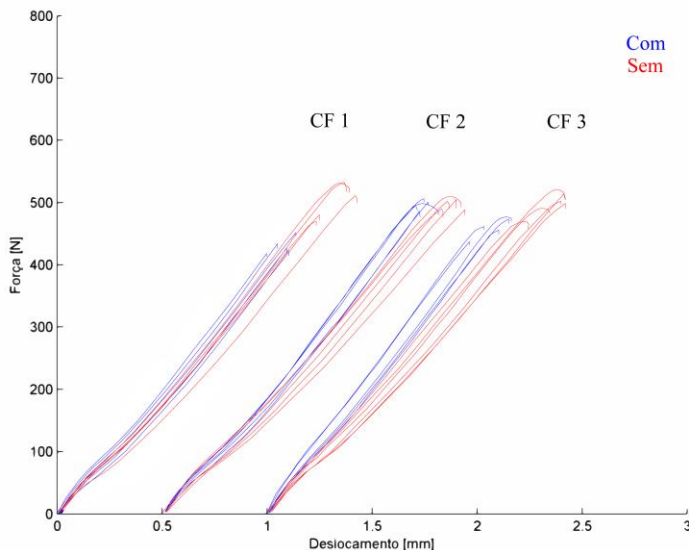


Figura 37 – Curvas força-deslocamento para os corpos de prova injetados no inserto metálico na temperatura de 210 °C.

Os corpos de prova com a presença de linhas de solda romperam na região de formação da mesma, como esperado. Já os corpos de prova sem linhas de solda romperam na região de interesse, porém em pontos diferentes (Figura 38). Nota-se que todos os corpos de prova sofreram a fratura na área útil, sendo que a fratura é frágil com pouca deformação, semelhante ao que descreve Auras et al. (2010), Kulinsky e Piorkowska (2005) e Vieira (2012). Analisando o aspecto das fraturas dos corpos de prova com comprimento de fluxo 1 (Figuras 39, 40, 41 e 42), nota-se que os corpos de prova com a presença de linha de solda apresentaram duas regiões distintas, uma externa, gerada pela formação do entalhe em “V”, e outra interna de mesma forma da seção transversal do corpo de prova, com características de uma fratura frágil. Esta observação foi mais evidente no inserto metálico, onde a espessura da camada congelada tende a ser maior. Os corpos de prova sem linhas de solda, no inserto VRE, apresentaram fraturas com marcas longas, caracterizadas por uma deformação plástica, enquanto que no inserto

metálico ocorreu a formação de duas regiões, e a deformação plástica foi evidenciada pela formação de uma região interna de aspecto circular.

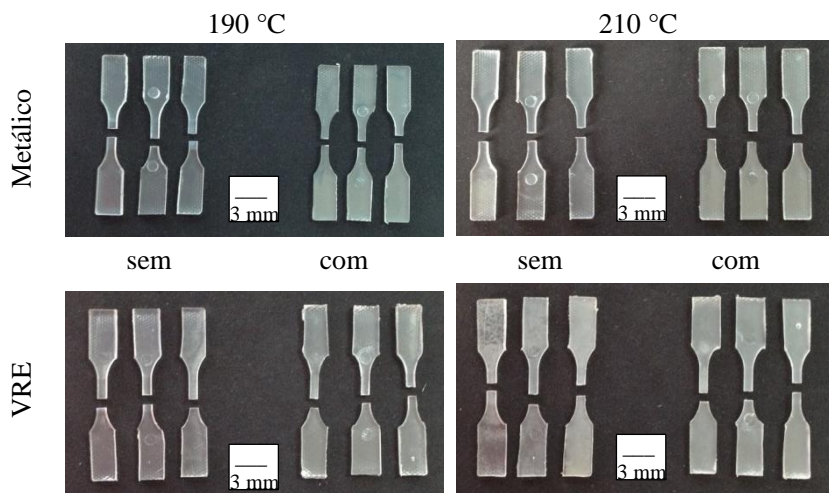


Figura 38 – Corpos de prova fraturados por ensaio de resistência a tração.

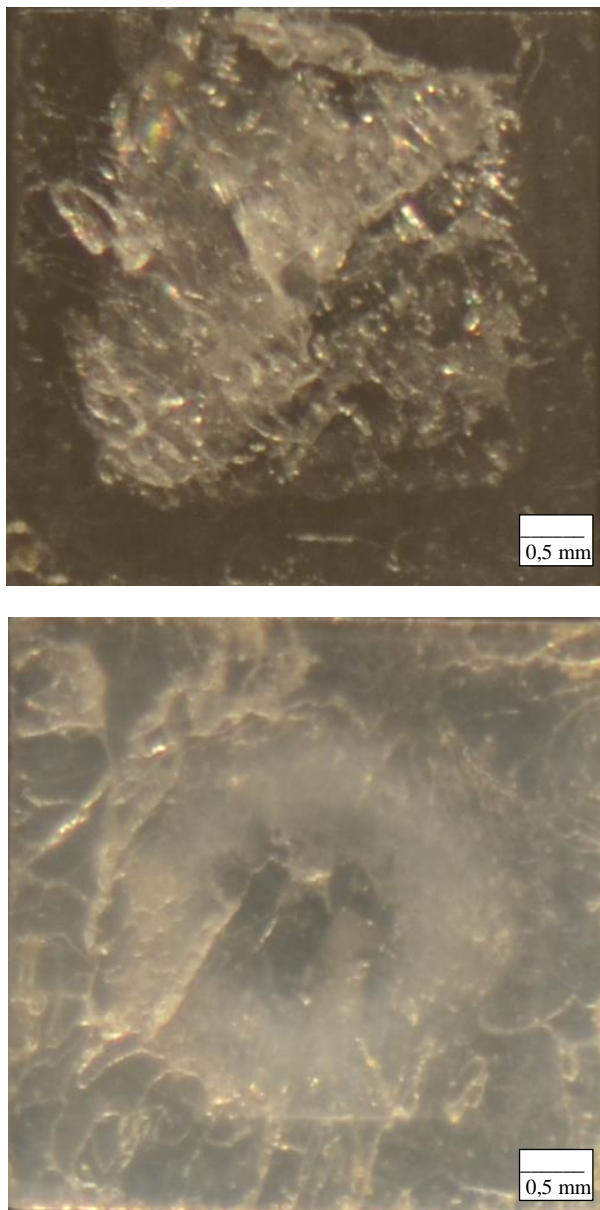


Figura 39 – Aspecto da fratura dos corpos de prova injetados no inserto metálico, à temperatura de 190 °C e comprimento de fluxo 1, (a) com linha de solda e (b) sem linha de solda.

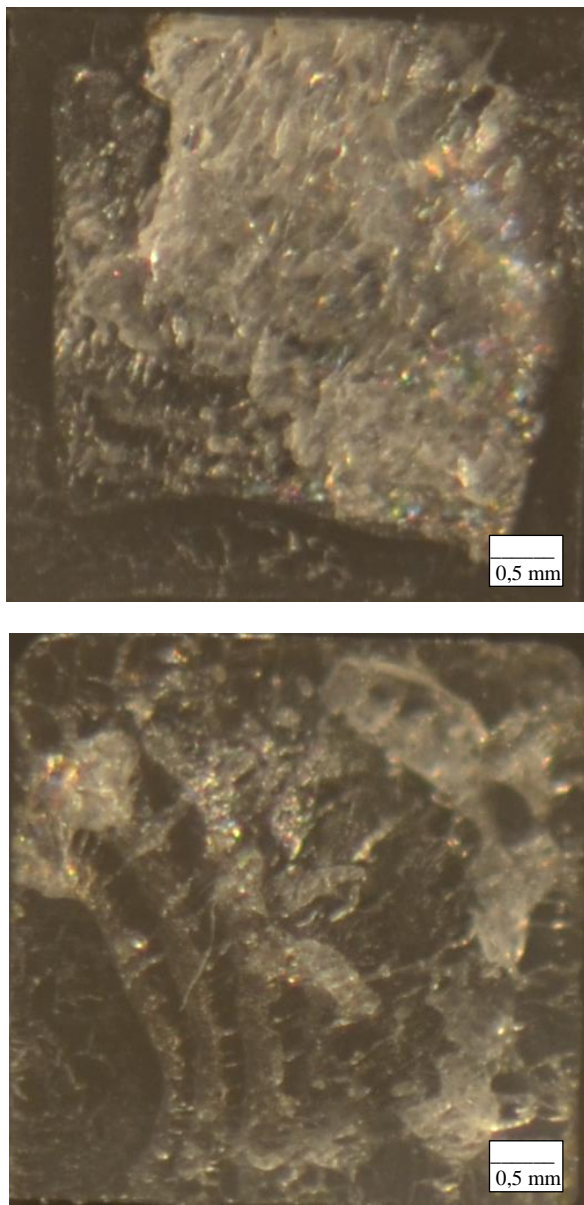


Figura 40 – Aspecto da fratura dos corpos de prova injetados no inserto metálico, à temperatura de 210 °C e comprimento de fluxo 1, (a) com linha de solda e (b) sem linha de solda.



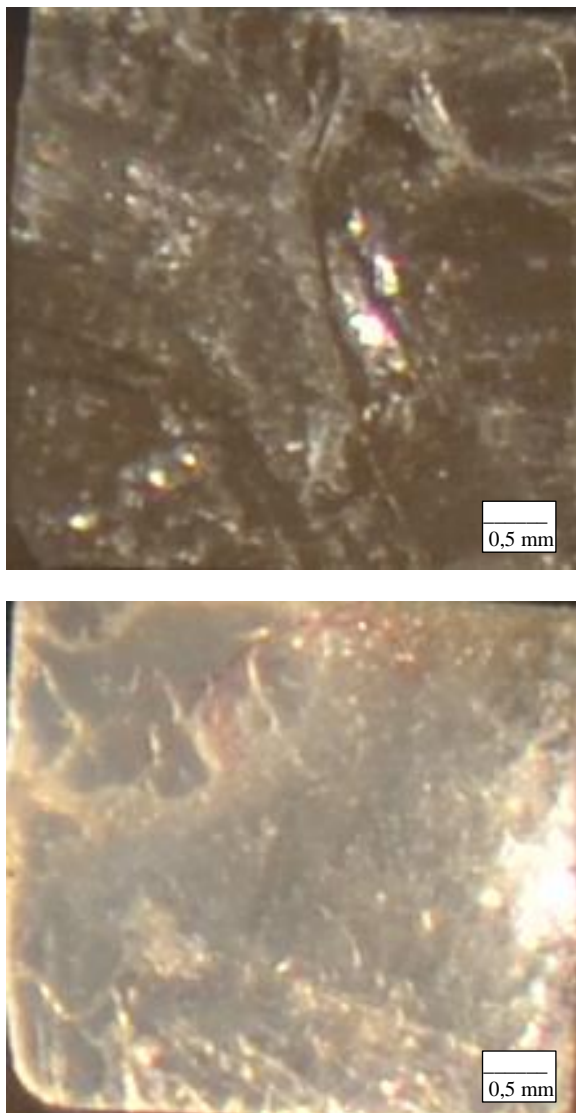


Figura 41 – Aspecto da fratura dos corpos de prova injetados no inserto VRE, à temperatura de 190 °C e comprimento de fluxo 1, (a) com linha de solda e (b) sem linha de solda.

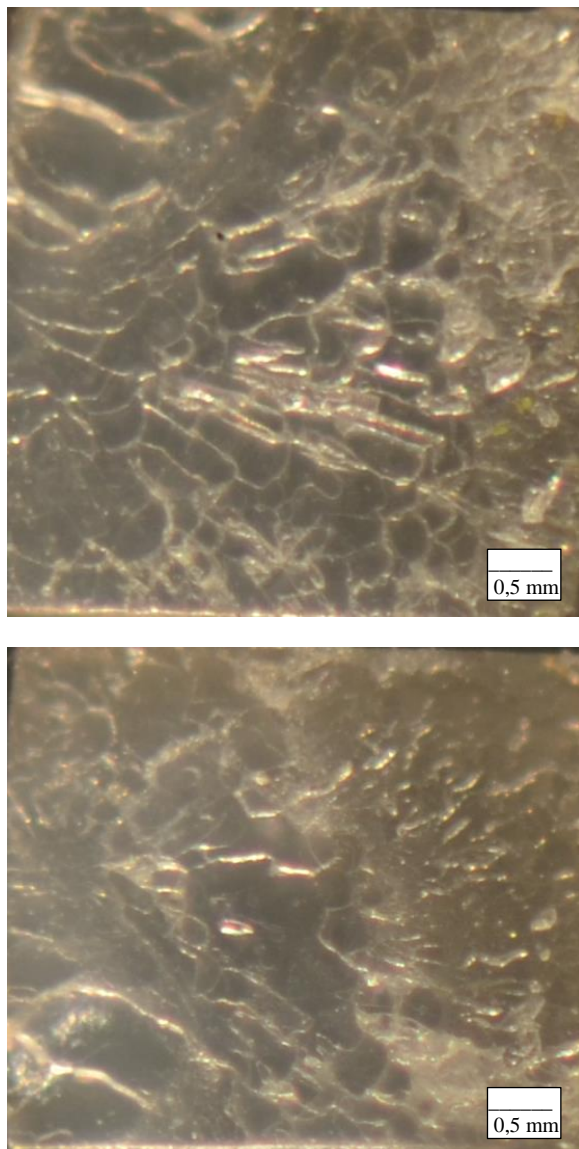


Figura 42 – Aspecto da fratura dos corpos de prova injetados no inserto VRE, à temperatura de 210 °C e comprimento de fluxo 1, (a) com linha de solda e (b) sem linha de solda.

As médias dos valores obtidos no ensaio de tração foram ajustados para o DOE, e estão apresentados nas Tabelas 12, 13 e 14. Para os corpos de prova sem linha de solda, injetados a temperatura de 190 °C, o valor de resistência ao escoamento do PLA foi próximo de 60 MPa, corroborando com o trabalho de Reed (2011) e Ahrens et al. (2012). Há uma pequena variação dos valores médios dos resultados obtidos no ensaio de tração para os valores ajustados, mostrando boa adequação do modelo. Ainda, o modelo possui boa homogeneidade dos resíduos.

Tabela 12 – Valores ajustados para o DOE para a resposta tensão de escoamento (MPa).

Código	Média	Ajustado	Mínimo	Máximo
E190com1	56,75	56,15	54,42	57,89
E210com1	56,03	55,33	53,59	57,06
E190sem1	59,42	58,97	57,23	60,71
E210sem1	54,54	54,63	52,90	56,37
A190com1	52,85	52,79	51,05	54,53
A210com1	47,52	49,17	47,43	50,91
A190sem1	60,98	61,73	59,99	63,47
A210sem1	54,53	54,60	52,86	56,34
E190com2	58,02	58,20	56,78	59,62
E210com2	58,13	58,07	56,65	59,49
E190sem2	58,79	60,38	58,96	61,80
E210sem2	54,74	56,74	55,32	58,16
A190com2	54,90	54,66	53,24	56,08
A210com2	55,23	51,73	50,31	53,15
A190sem2	61,20	62,96	61,54	64,38
A210sem2	54,25	56,52	55,10	57,94
E190com3	60,14	57,62	55,88	59,35
E210com3	58,53	58,18	56,44	59,92
E190sem3	59,45	59,15	57,42	60,89
E210sem3	57,68	56,21	54,47	57,94
A190com3	55,74	53,90	52,16	55,64
A210com3	49,83	51,66	49,93	53,40
A190sem3	60,38	61,55	59,82	63,29
A210sem3	54,56	55,81	54,07	57,55

Tabela 13 – Valores ajustados para o DOE para a resposta módulo de elasticidade (GPa).

Código	Média	Ajustado	Mínimo	Máximo
E190com1	2,98	2,92	2,68	3,15
E210com1	2,96	2,71	2,48	2,95
E190sem1	2,55	3,02	2,79	3,26
E210sem1	3,12	3,09	2,85	3,32
A190com1	4,22	3,57	3,33	3,80
A210com1	3,39	3,48	3,24	3,71
A190sem1	3,51	3,04	2,80	3,27
A210sem1	3,09	3,21	2,98	3,45
E190com2	3,19	2,67	2,48	2,87
E210com2	2,45	2,48	2,29	2,67
E190sem2	3,11	2,78	2,58	2,97
E210sem2	3,22	2,85	2,66	3,04
A190com2	3,33	3,35	3,15	3,54
A210com2	3,34	3,27	3,07	3,46
A190sem2	2,80	2,81	2,62	3,00
A210sem2	2,89	3,00	2,80	3,19
E190com3	3,24	2,75	2,51	2,98
E210com3	2,99	2,93	2,69	3,16
E190sem3	3,28	3,03	2,79	3,26
E210sem3	2,93	3,11	2,88	3,35
A190com3	3,52	3,62	3,39	3,86
A210com3	4,31	3,55	3,32	3,79
A190sem3	3,40	3,08	2,85	3,32
A210sem3	3,43	3,28	3,04	3,52

Tabela 14 – Valores ajustados para o DOE para a resposta deformação na ruptura (%).

Código	Média	Ajustado	Mínimo	Máximo
E190com1	4,21	4,64	4,39	4,90
E210com1	4,93	4,81	4,55	5,06
E190sem1	5,29	4,40	4,14	4,65
E210sem1	4,07	4,13	3,87	4,38
A190com1	3,01	3,77	3,52	4,03
A210com1	3,69	3,54	3,28	3,79
A190sem1	4,49	4,94	4,68	5,19
A210sem1	3,87	4,27	4,01	4,52
E190com2	4,41	5,07	4,86	5,28
E210com2	5,45	5,33	5,12	5,53
E190sem2	3,98	4,66	4,45	4,87
E210sem2	3,84	4,48	4,28	4,69
A190com2	4,89	4,24	4,03	4,45
A210com2	4,09	4,09	3,89	4,30
A190sem2	4,87	5,24	5,03	5,45
A210sem2	4,54	4,66	4,45	4,87
E190com3	4,42	5,16	4,90	5,41
E210com3	3,90	4,24	3,98	4,49
E190sem3	4,38	4,81	4,55	5,06
E210sem3	4,26	4,15	3,90	4,41
A190com3	3,55	4,01	3,76	4,27
A210com3	3,24	3,96	3,71	4,22
A190sem3	4,40	4,86	4,60	5,11
A210sem3	4,40	4,37	4,11	4,62

A seguir serão apresentados os dados referentes ao delineamento de experimento proposto no capítulo anterior, em forma de diagramas de Pareto e efeitos principais das variáveis de entrada. Estão apresentados os diagramas de Pareto e os gráficos de efeitos

principais obtidos para a tensão de escoamento, módulo de elasticidade e deformação na ruptura nas Figuras 43, 44 e 45, respectivamente.

Para a tensão de escoamento, todos os quatro fatores principais foram estatisticamente significantes, na seguinte ordem: (C) presença de linha de solda, (B) temperatura de injeção, (A) material do molde e (D) comprimento de fluxo. Ainda, podemos observar que os fatores de segunda ordem AC, BC, AB e DD também foram significativos, indicando que a interação destes fatores geram valores significativos entre os resultados alcançados. Corroborando com a literatura, a presença de linha de solda resultou em valores menores de tensão de escoamento. Assim como a moldagem por injeção no inserto VRE resultou em valores menores de tensão de escoamento, se assemelhando ao comportamento de injeção de PS em insertos VRE, e inverso ao comportamento do PP, conforme os resultados obtidos por Cavalheiro (2007) e Sabino Netto (2008). Já o efeito da temperatura de injeção foi inversamente proporcional, ou seja, quanto maior a temperatura de injeção, menores os valores obtidos para a tensão de escoamento, pois ocorre a diminuição da viscosidade, da orientação molecular e da espessura da camada congelada, de acordo com o trabalho de Gosh (2007) e Vieira (2012).

Em relação ao comprimento de fluxo, houve um aumento da tensão de escoamento, do comprimento de fluxo 1 para o 2 e um decréscimo para o 3. O comprimento de fluxo apresentou a menor influência estatística em relação aos outros parâmetros, sendo que a variação da tensão de escoamento para este parâmetro variou entre 2 e 5 % (Tabela 15).

Tabela 15 – Ordenação das médias ajustadas do modelo de DOE e máxima variação, conforme o comprimento de fluxo, das amostras para a resposta tensão de escoamento ( $\sigma_{esc}$ )

			$\sigma_{esc}$	% $\sigma_{esc}$
T190	A	com	2 > 3 > 1	3,54
		sem	2 > 1 > 3	2,28
	E	com	2 > 3 > 1	3,65
		sem	2 > 3 > 1	2,39
T210	A	com	2 > 3 > 1	5,22
		sem	2 > 3 > 1	3,52
	E	com	3 > 2 > 1	5,15
		sem	2 > 3 > 1	3,85

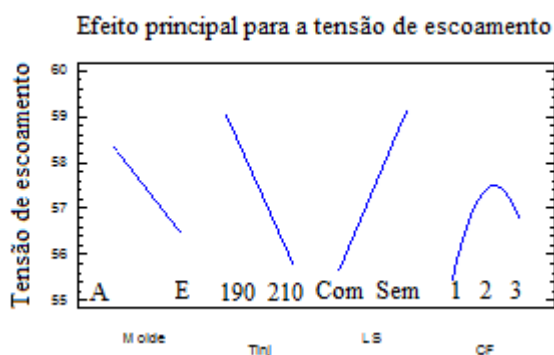
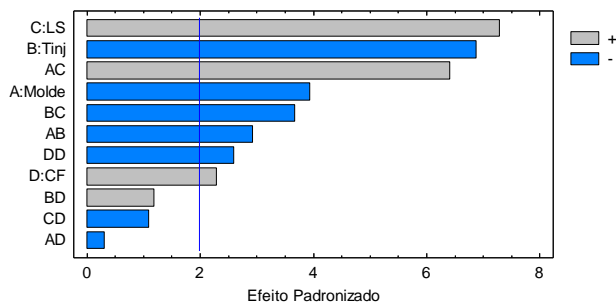


Figura 43 – Diagrama de Pareto e efeito principal mostrando o efeito dos fatores para a resposta de tensão de escoamento.



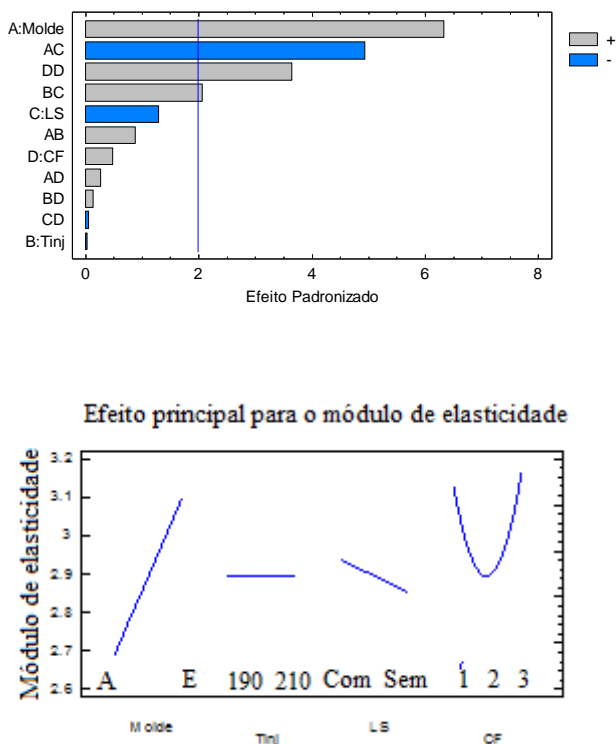


Figura 44 - Diagrama de Pareto mostrando o efeito dos fatores para a resposta de módulo de elasticidade.

Para o módulo de elasticidade, o único fator principal que foi estatisticamente significativo foi o (A) material do molde. Também foram significativos os fatores de segunda ordem, AC, DD e BD. De acordo com Cavalheiro (2007), o módulo elástico das peças injetadas nos insertos VRE apresentaram valores similares aos das peças injetadas nos insertos metálico. Neste caso, para o PLA, o módulo elástico apresentou valores inferiores no inserto metálico.

O aumento do módulo elástico no inserto VRE está relacionado ao maior grau de cristalinidade nas amostras injetadas no inserto VRE, sendo que na temperatura de 210 °C, o tempo de resfriamento foi maior, consequentemente o tempo para a cristalização foi maior (CAVALHEIRO, 2007; SABINO NETTO, 2008; PEIXOTO, 2009). O

maior grau de cristalinidade confere aumento do módulo elástico, segundo Canevarolo (2002).

A presença de linha de solda não apresentou significância estatística para o módulo de elasticidade. Merah et al. (2003) verificou para o CPCV que a presença da linha de solda não influenciou no módulo de elasticidade. Vieira (2012) também verificou que o módulo de elasticidade para um PLA amorfo não sofreu influência estatística em seu trabalho com a presença de entalhe.

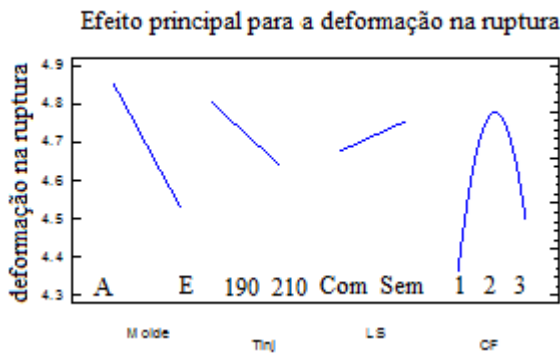
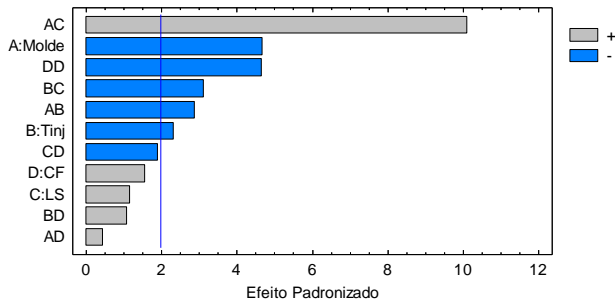


Figura 45 – Diagrama de Pareto mostrando o efeito dos fatores para a resposta de deformação na ruptura.

Para a deformação na ruptura, os fatores primários que apresentaram significância estatística foram o (A) material do molde e (B) temperatura de injeção. Também foram significativos os fatores de segunda ordem AC, DD, BC e AB. Corroborando com os estudos de Cavalheiro (2007) e Sabino Netto (2008), a deformação na ruptura

apresentou menores valores no inserto de resina VRE e alta temperatura de injeção. Em relação a presença de linha de solda, não houve significância estatística, porém houve redução da deformação na ruptura. A linha de solda forma um entalhe em “V”, que atua como uma concentrador de tensão e reduz a deformação plástica (CAMPO, 2006). Este resultado corrobora com estudos realizados por Vieira (2012), onde a presença de um entalhe em um corpo de prova de tração, para um PLA amorfo, reduziu a deformação na ruptura. Porém, por se tratar de um PLA com pouca deformação plástica, em torno de 3 %, o efeito causado pelo entalhe em “V” foi reduzido, não sendo estatisticamente significativo.

#### **4.1.1. Resultados Referentes ao FLS**

A presença de linha de solda foi o fator mais significativo estatisticamente para a resposta tensão de escoamento, porém não foi significativo estatisticamente para o módulo de elasticidade e deformação na ruptura. Para a tensão de escoamento, foi calculado o fator linha de solda (FLS), para as mesmas condições de temperatura de injeção, mesmo material do molde e mesmo comprimento de fluxo (Tabela 16).

Analisando o resultado referente ao FLS, nota-se que a maior redução da resistência ao escoamento se dá nas amostras injetadas no inserto metálico, na temperatura de injeção de 190 °C (FLS entre 0,86 e 0,88) e posteriormente a 210 °C (FLS entre 0,90 e 0,93). Nas amostras injetadas no inserto VRE, a redução da resistência ao escoamento é menor, sendo à temperatura de 190 °C o FLS entre 0,95 e 0,97. Na temperatura de 210 °C, para o inserto VRE, ocorreu aumento da resistência ao escoamento, mostrando que não há influência deste parâmetro para este inserto à esta temperatura. Da mesma forma que Wu e Liang (2005) encontraram para o FLS em seu estudo, onde a maior temperatura de injeção conferiu maior FLS para o PP e HDPE para um corpo de prova segundo a norma ASTM D638. A diferença do FLS entre os materiais do inserto, mostra que no inserto VRE, o FLS é maior, em torno de 10 %. A maior redução da resistência ao escoamento nas amostras injetadas no inserto VRE foi de 5 %, enquanto que no inserto metálico foi de 14 %. Esta redução pode ser atribuída à diferença de condutividade térmica entre os insertos. A maior troca térmica do polímero fundido com a cavidade do inserto metálico na fase de injeção, ou seja, no preenchimento da cavidade, faz com que o polímero atinja o

local de encontro das frentes de fluxo a uma temperatura mais baixa que no inserto VRE, prejudicando o emaranhamento das moléculas na formação da linha de solda, aumentando a camada congelada e o entalhe em “V”. Ainda, o resultado de FLS acima de 1 para as amostras injetadas no inserto VRE, à temperatura de injeção de 210 °C, enfatiza o efeito da baixa condutividade térmica da resina epóxi, auxiliando na fusão entre as moléculas do polímero, sendo que para esta condição a presença de linha de solda não é um problema. Através da análise do FLS, também é possível verificar que houve um aumento da resistência ao escoamento do comprimento de fluxo 1 para o 3 para todas as amostras sujeitas as mesmas condições de injeção. Este fato pode ser atribuído, em certa parte, ao aumento da temperatura no maior comprimento de fluxo e a menor fração da camada congelada, conforme verificado na simulação realizada no *software Moldflow Insight™ 2012* e de acordo com Potsch e Michaeli (1995).

Tabela 16 – Fator linha de solda (FLS) das médias ajustadas do modelo de DOE das amostras e variação da resposta tensão de escoamento ( $\sigma_{esc}$ ).

			FLS	% $\sigma_{esc}$
T190	Metálico	1	0,86	14
		2	0,87	13
		3	0,88	12
	VRE	1	0,95	5
		2	0,96	4
		3	0,97	3
T210	Metálico	1	0,90	10
		2	0,92	8
		3	0,93	7
	VRE	1	1,01	1
		2	1,02	2
		3	1,04	4

#### 4.2. RESULTADOS REFERENTES À CRISTALINIDADE, CAMADA CONGELADA E ENTALHE EM “V”

A partir do gráfico obtido através do ensaio de DSC (Figura 46), foi calculado o grau de cristalinidade das amostras, exibidas na

Tabela 17. Outras informações também puderam ser obtidas, como a temperatura de fusão ( $T_m$ ) e de cristalização ( $T_c$ ), de aproximadamente 174 °C e 101 °C, respectivamente.

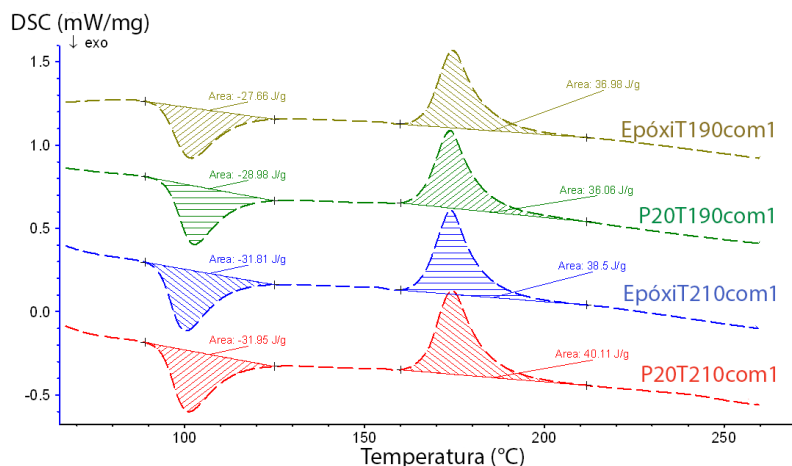


Figura 46 – Curva das amostras obtidas por DSC, para o cálculo da cristalinidade e identificação das temperaturas  $T_m$  e  $T_c$ .

Tabela 17 – Resultado do grau de cristalinidade das amostras conforme a temperatura de injeção e o material do molde e sua variação.

	Grau de cristalinidade (%)		Variação (%)
	190 °C	210 °C	
VRE	18,88	24,85	24,02
Metálico	17,84	21,76	18,01
Variação (%)	5,50	12,43	

A cristalinidade das amostras injetadas no inserto VRE foi maior que a das amostras injetadas no inserto metálico para a mesma temperatura de injeção. Isto devido a diferença na condutividade térmica dos materiais, que no VRE é muito inferior, concedendo tempo para que ocorra maior nucleação e crescimento de esferulitos, corroborando com os estudos realizados anteriormente por Jesus (2005), Cavalheiro (2007), Sabino Netto (2008) e Treml (2011). Da mesma forma que as

amostras injetadas em temperatura maiores, ou seja, a 210 °C apresentaram maior cristalinidade que as amostras injetadas a 190 °C.

Já a camada congelada das amostras apresenta comportamento inverso. Em altas temperaturas de injeção, no caso a 210 °C, tende a ser de menor espessura, pois o aumento da temperatura facilita o fluxo polimérico na cavidade e também reduz a pressão de injeção, proporcionando uma maior área de escoamento do polímero entre as camadas congeladas, corroborando com o estudo de Kantz e Newman (2003). Outros fatores influentes na espessura da camada congelada são a velocidade de injeção e a temperatura do molde, porém, como não houve variação nestes fatores ao injetar, foram considerados como constantes, evidenciando o efeito da temperatura de injeção e do material do molde. Corroborando com os trabalhos de Cavalheiro (2007) e Fernandes (2013), e, analisando a Figura 47 e a Tabela 18, onde estão mostradas, respectivamente, as camadas congeladas e os valores correspondentes a espessura para as amostras a temperaturas de 190 e 210 °C nos insertos VRE e metálico, têm-se que na moldagem por injeção em aço, a camada congelada é mais espessa para as mesmas temperaturas de injeção, pois a troca térmica entre o fluxo polimérico e a parede da cavidade é favorecida. Sendo a variação de aproximadamente 21 % para as amostras injetadas a 190 °C e de 88 % nas amostras injetadas a 210 °C. Isto devido a condutividade do aço P20 ser de aproximadamente 29 W/m.°C contra apenas 0,78 W/m.°C da resina epóxi com carga de alumínio. Ou seja, no molde de resina, o fluxo polimérico troca menos calor com a parede do molde, de forma que a temperatura do fluxo se mantém mais elevada por mais tempo, facilitando a passagem do fluxo pelo núcleo da peça e reduzindo assim a espessura da camada congelada. Em relação a mudança na temperatura de injeção, tem-se que para o mesmo material do inserto a variação foi de aproximadamente de 118 e 40 %, respectivamente para metálico e VRE.

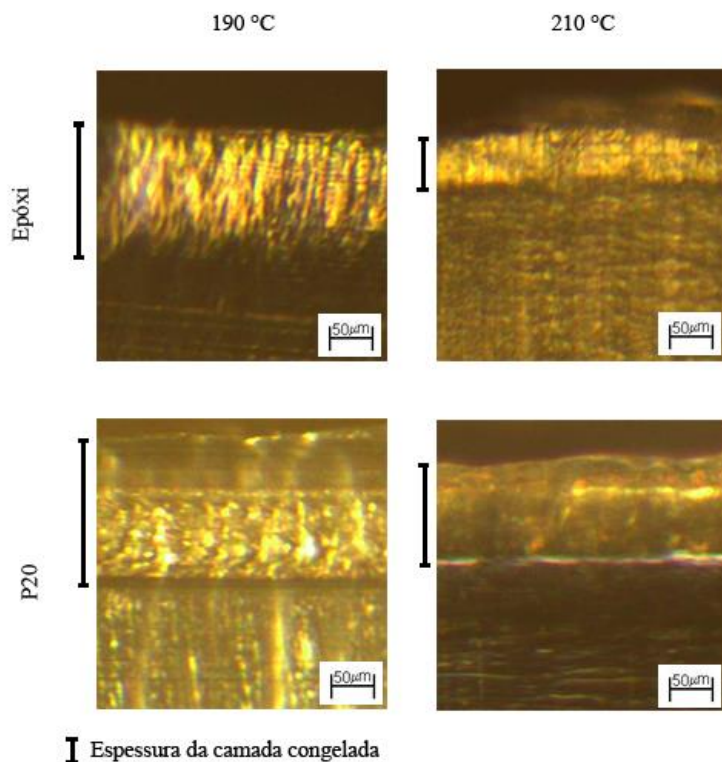


Figura 47 – Micrografia da camada congelada das amostras injetadas nos insertos VRE e metálico, a temperaturas de injeção de 190 e 210 °C, com aumento de 100x.

Tabela 18 – Valores correspondentes a espessura da camada congelada para as amostras em resina epóxi e aço P20, a temperaturas de injeção de 190 e 210 °C.

	Espessura da camada congelada (μm)		Variação (%)
	190 °C	210 °C	
VRE	94	43	118,60
Metálico	114	81	40,74
Variação (%)	21,28	88,37	

Em relação ao concentrador de tensão formado na região de encontro das frentes de fluxo (Figura 48), ou seja, na formação da linha de solda, nota-se que o maior entalhe em V, se encontra nas amostras injetadas no inserto metálico. De acordo com Yamada et al. (2005a), o aumento da camada congelada prejudica a união (emaranhamento) das frentes de fluxo, e aumenta a formação de um concentrador de tensão, ou seja, o ângulo resultante, formado entre as frentes de fluxo, é maior.

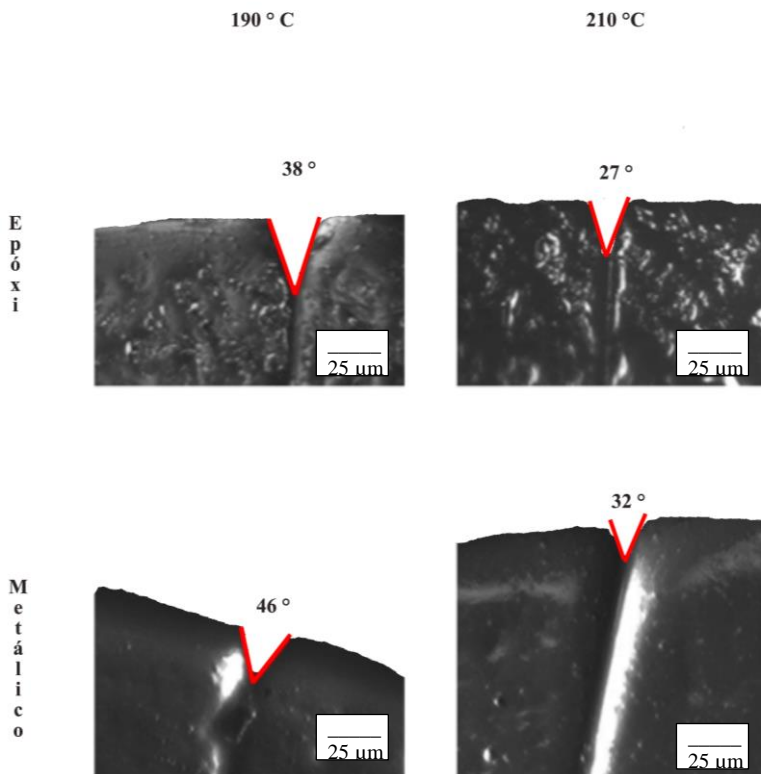


Figura 48 – Detalhe dos entalhes em “V” para as amostras injetadas nos inserts metálicos e VRE, nas temperaturas de injeção de 190 e 210 °C, com aumento de 200x.



## 5. CONCLUSÕES

Este trabalho avaliou a moldagem por injeção de uma peça de PLA em um inserto VRE em comparação com um inserto de aço AISI P20, sob o aspecto das propriedades mecânicas resultantes dos ensaios de tração e a caracterização da região de linha de solda.

Em relação aos resultados do ensaio de tração, para ambos os insertos, notou-se que as amostras com linha de solda apresentaram comportamento rígido e frágil. Já as amostras sem linha de solda apresentaram um comportamento rígido com pouca deformação plástica.

Para a tensão de escoamento, verificou-se que todos os fatores (material do molde, presença de linha de solda, temperatura de injeção e comprimento de fluxo) foram significantes estatisticamente, de modo que: a presença de linha de solda resultou na diminuição da tensão de escoamento; a injeção no inserto VRE resultou em menor tensão de escoamento, se assemelhando ao comportamento do PS moldados em insertos VRE; a maior temperatura de injeção resultou em menor tensão de escoamento.

Para o módulo de elasticidade, verificou-se que o único fator significativo estatisticamente foi o material do inserto, de modo que no inserto VRE, ocorre o aumento desta resposta. O módulo elástico apresentou valores superiores no inserto VRE. A presença de linha de solda não apresentou significância estatística para esta resposta.

Para a deformação na ruptura, dois fatores foram significativos, sendo eles o material do inserto e a temperatura de injeção, de modo que no inserto VRE e na alta temperatura de injeção (210 °C) ocorre a diminuição desta resposta. A presença de linha de solda não apresentou significância estatística para esta resposta.

A presença da linha de solda, em relação a resistência à tração, é menos prejudicial para o inserto VRE que para o inserto metálico, sendo que na temperatura de injeção de 190 °C, essa diferença é mais evidente. Já para a temperatura de 210 °C, no inserto VRE, a linha de solda é pouco influente. A pior situação encontrada para a presença de linha de solda no inserto VRE foi à temperatura de 190 °C, sendo o FLS igual a 0,95 enquanto que para o inserto metálico o FLS foi de 0,86. Esta diferença de aproximadamente 10 % deve ser levada em consideração para os projetos e protótipos de novas peças plásticas de PLA e fabricados em insertos VRE, que possuam linhas de solda.

Ainda, na temperatura de 210 °C, para o inserto VRE a linha de solda não acarretou diferença na resistência à tração.

Em relação a cristalinidade das amostras, notou-se que as amostras injetadas no inserto VRE possuíam maior cristalinidade, sendo aproximadamente 5 e 12% superiores para as temperaturas de 190 e 210 °C, respectivamente. Já a camada congelada, apresentou maior espessura nas amostras de aço, sendo de aproximadamente 21 e 88 % superiores para as temperaturas de 190 e 210 °C, respectivamente. Em relação ao ângulo formado entre as frentes de fluxo, a que apresentou maior valor foi a amostra injetada a 190 °C no inserto metálico. Nota-se que há uma correlação entre a camada congelada, o ângulo concentrador de tensão e a resistência ao escoamento para as amostras com linha de solda, de forma que uma maior camada congelada causa um maior ângulo do entalhe em “V”, conseqüentemente, ocorre à redução do fluxo polimérico fundido entre as camadas congeladas e um aumento no concentrador de tensão, resultando em valores inferiores de resistência ao escoamento.

## **6. RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

Avaliar o comportamento de outros biopolímeros que possam ser utilizados para a substituição de *commodities*, para verificar a suscetibilidade destes em relação ao defeito linha de solda.

Avaliar o comportamento do PLA 3251D em outros ensaios mecânicos, como impacto, flexão, torção e fadiga.

Caracterizar a microestrutura da região de linha de solda, quanto a morfologia.

Avaliar a cristalinidade das amostras por meio da difração de raios-x.

Aplicar o conhecimento gerado a um produto, para verificar a correspondência entre o estudo realizado em corpos de prova de PLA com os produtos.

## REFERÊNCIAS

ABIPLAST (Brasil). **Perfil 2012**. São Paulo, 2012. Disponível em: <www.abiplast.org.br>. Acesso em: 25 maio 2012.

AHRENS, C. H.; VELLWOCK, A. E.; SANTOS, M. N.; OLIVEIRA, T. F. G. Influência dos parâmetros de processamento nas propriedades mecânicas e na degradação de um biopolímero moldado por injeção : estudo baseado em sistema CAE e resultados obtidos na prática. **VII CONEM**. São Luís do Maranhão, Brasil. 2012. Disponível em: <www.abcm.or.br/conem2012>. Acesso em: 12 novembro 2012.

ANANTHANARAYANAN, A.; GUPTA, S. K. e BRUCK, H. A. Mechanical Characterization of Cold Weld-lines and Meld Lines in Mesoscopic Revolute Joints for Bioinspired Structures. **XIth International Congress and Exposition**. Florida, USA. 2008.

ARBURG. **Practical Guide to Injection Molding**. Edited by Vanessa Goldship. 2004.

ASTM D3418 - 10a. Standard Practice for Injection Molding Test Specimens of Thermoplastic Molding and Extrusion Materials. 2011. DOI: 10.1520/D3641-10A.

ASTM D638 - 10. Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics. 2010. DOI:10.1520/D0638-10.

AURAS, R. et al. Poly(lactic acid) - Synthesis, Structures, Properties, Processing, and Application. **Bioresource Technology**. 2010. doi:10.1016/j.biortech.2010.05.092

AURAS, R.; HARTE, B. e SELKE, S. An overview of polylactides as packaging materials. **Macromolecular bioscience**, v. 4, n. 9, p. 835–64, doi:10.1002/mabi.200400043, 2004.

BARBANTI, S. H.; ZAVAGLIA, C. A. C. e DUEK, E. A. R. Polímeros Bioreabsorvíveis na Engenharia de Tecidos. v. 15, p. 13–21, 2005.

BIERÖGEL, C. et al. Material parameters for the evaluation of PA welds using laser extensometry. **Polymer Testing**, v. 25, n. 8, p. 1024–1037, doi:10.1016/j.polymertesting.2006.07.001, 2006.

BIGG, D. M. Polylactide copolymers: Effect of copolymer ratio and end capping on their properties. **Advances in Polymer Technology**, v. 24, n. 2, p. 69–82, doi:10.1002/adv.20032, 2005.

BORSCHIVER, S.; ALMEIDA, L. F. M.; ROITMAN, T. Monitoramento tecnológico e mercadológico de biopolímeros. **Polímeros**, São Carlos , v. 18, n.3, Sept. 2008. doi:10.1590/S0104-14282008000300012.

BIRLEY, A. W.; BATCHELOR, J.; HAWORTH, B. **Physics of Plastics**. Munich: Hanser Gardner, 1997.

BRASKEM. **Novas formas de ver o mundo**. Disponível em: <<http://www.braskem.com.br/plasticoverde/>>. Acesso em: 20 set. 2012.

BRITO, G. F.; AGRAWAL, P.; ARAÚJO, E. M.; MÉLO, T. J. A. Biopolímeros, polímeros biodegradáveis e polímeros verdes. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos**. 2011. p. 127-139.

BRITO, A. M.; MATOS, A. Tipificação de moldes. In: Manual doprojectista para moldes de injeção de plásticos. 77f. v.3. Portugal: Centimfe, 2003.

CALLISTER, W. D.; **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 5 Edição, LTC, São Paulo - SP, 2002. 408p.

CALLISTER, William D.; RETHWISCH, David G. **Materials science and engineering: an introduction**. 2007.

CAMPO. E. A. **The complete part design handbook for injection molding of thermoplastics**. 2006.

CANEVAROLO, S. V.; **Ciência dos Polímeros: um curso básico para tecnólogos e engenheiros**. 1ªEdição, Artliber Editora, São Paulo - SP, 2002. 182p.

CAVALHEIRO, Andrei Z. **Influência dos parâmetros de moldagem**

**na estrutura e propriedade de peças de paredes espessas e finas de polipropileno isotático injetadas em moldes-protótipo fabricados por vazamento de resina epóxi.** 2007. 224f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2007.

CHEN, C.-S. et al. Investigation on the weldline strength of thin-wall injection molded ABS parts. **International Communications in Heat and Mass Transfer**, v. 34, n. 4, p. 448–455, doi:10.1016/j.icheatmasstransfer.2007.01.005, 2007.

CHEN, S.-C. et al. Effect of cavity surface coating on mold temperature variation and the quality of injection molded parts. **International Communications in Heat and Mass Transfer**, v. 36, n. 10, p. 1030–1035, doi:10.1016/j.icheatmasstransfer.2009.06.020, 2009.

CUNHA, António. Moldação por injeção e materiais plásticos. In: **Manual do projectista para moldes de injeção de plásticos.** 79f. v. 2. 2003.

DAIRANIEH, I. S. et al. Molded Poly ( Methyl Methacrylate ). **Polymer Engineering & Science**, v. 36, n. 15, p. 2050–2057, 1996.

DI LORENZO, M. L.; The Crystallization and Melting Processes of Poly(L-lactic acid). **Macromolecular Symposia.** Vol 1: 176-183, 2006.

DOI, Y. a. S., A.; Biopolymers: polyesters III - **Applications and Commercial Products.** 2002. 398p.

DORGAN, J. R. et al. Melt rheology of variable L-content poly(lactic acid). **Journal of Rheology**, v. 49, n. 3, p. 607, doi:10.1122/1.1896957, 2005.

DRUMRIGHT, B. R. E.; GRUBER, P. R. e HENTON, D. E. **Polylactic Acid Technology.** v. 48674, n. 23, p. 1841–1846, 2000.

FERNANDES, A. C.; LEITE, J. L.; SOUZA, A. F.; PONTES, A. J. V. Análise microestrutural de peças de polipropileno injetadas em insertos a base de resina epóxi / alumínio. **VII COBEF.** Penedo, Itatiaia, RJ, Brasil. 2013.

FRANCHETTI, M.; MARCONATO, C; MARA, S. **Divulgação**. v. 29, n. 4, p. 811–816, 2006.

GAMBA, M. M.; POUZADA, S. e MARI, P. Impact Properties and Microhardness of Double-Gated Glass-Reinforced Polypropylene Injection Moldings. doi:10.1002/pen, 2009.

GARLOTTA, D. A Literature Review of Poly (Lactic Acid). v. 9, n. 2, 2002.

GERDAU. Tabela de propriedades dos aços. 2008.

GHOSH, S. et al. Effect of Processing Conditions on Morphology and Mechanical Properties of Injection-Molded Poly (L-lactic acid). **Engineering**, v. 47, n. 7, p. 1141–1147, doi:10.1002/pen, 2007.

GHOSH, S. et al. Oriented morphology and enhanced mechanical properties of poly (l-lactic acid) from shear controlled orientation in injection molding. **Materials Science and Engineering A**, v. 490, p.81–89, 2008.

GUPTA, a. P. e KUMAR, V. New emerging trends in synthetic biodegradable polymers – Polylactide: A critique. **European Polymer Journal**, v. 43, n. 10, p. 4053–4074, doi:10.1016/j.eurpolymj.2007.06.045, 2007.

HARADA, J. e UEKI, M. M. **Injeção de Termoplásticos - Produtividade com Qualidade**. Ed. Artliber. p. 268. 2012.

HASHEMI, S. Effect of temperature on weldline integrity of injection moulded short glass fibre and glass bead filled ABS hybrids. **Polymer Testing**, v. 29, n. 3, p. 327–336, doi:10.1016/j.polymertesting.2009.12.007, 2010.

HUNTSMAN. CW 436 Material datasheet. 2011.

IKADA, Y. e TSUJI, H. Biodegradable polyesters for medical and ecological applications. **Macromolecular Rapid Communications**, v. 21, n. 3, p. 117–132, doi:10.1002/(SICI)1521-3927(20000201)21:3<117::AID-MARC117>3.3.CO;2-O, 2000.

IFSUL. **Apostila de moldagem por injeção: módulo III.** Pelotas, 2007.

IMTECH DESIGN. **Weld Lines, knit lines and meld lines.** Disponível em: <[http://www.imtechdesign.com/weld\\_meld\\_lines\\_moldflow.php](http://www.imtechdesign.com/weld_meld_lines_moldflow.php)>. Acesso em 26 set. 2012.

JARUS, D. et al. Weld line strength of poly(vinyl chloride)/polyethylene blends. **Polymer**, v. 41, n. 8, p. 3057–3068, doi:10.1016/S0032-3861(99)00470-X, 2000.

JESUS, M. S. **Desenvolvimento de um compósito polímerometala base de epóxi para aplicações em moldes rápidos.** 2005.102f. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal de Santa Catarina, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materias. Florianópolis, 2005.

KAZMER, D. O. e ROE, D. S. **Exploiting compressibility to achieve improved weld line strenghts.** Departament of Mechanical and Industrial Engineering. Massachusetts. 1998.

KIM, J. K. et al. Morphology and mechanical properties of injection molded articles with weld-lines. **Polymer Engineering & Science**, v. 37, n. 1, p. 228–241, doi:10.1002/pen.11665, 1997.

KOVÁCS, J. G. e SIKLÓ, B. Experimental validation of simulated weld line formation in injection moulded parts. **Polymer Testing**, v. 29, n. 7, p. 910–914, doi:10.1016/j.polymertesting.2010.06.003, 2010.

KOVÁCS J. G.; TÁBI, T. **Examination of starch preprocess drying and water absorption of injection-molded starch-filled poly(lactic acid) products.** Polymer Engineering and Science. 2011. p. 843-850.

KULINSKI, Z. e PIORKOWSKA, E. Crystallization, structure and properties of plasticized poly(l-lactide). **Polymer**, v. 46, n. 23, p. 10290–10300, doi:10.1016/j.polymer.2005.07.101, 2005.

KULKARNI, R. K. et al. Polylactic acid for surgical implants. **Archives of Surgery**, v. 93, n. 5, p. 839, 1966.

KUNTZ, M. R., NEWMAN JR, F. H. The skin-core morphology and structure-property relationships in injection-molded polypropylene. **Journal**

of **Applied Polymer Science**, v. 16, p. 1249-1260. DOI: 10.1002/app.1972.070160516

KUO, H. C. e JENG, M. C. Effects of part geometry and injection molding conditions on the tensile properties of ultra-high molecular weight polyethylene polymer. **Materials & Design**, v. 31, n. 2, p. 884–893, doi:10.1016/j.matdes.2009.07.041, 2010.

LASPRILLA, A. J. R. et al. Poly-lactic acid synthesis for application in biomedical devices - a review. **Biotechnology advances**, v. 30, n. 1, p. 321–8, doi:10.1016/j.biotechadv.2011.06.019, 2012.

LI, H.; GUO, Z. e LI, D. Reducing the effects of weldlines on appearance of plastic products by Taguchi experimental method. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 32, n. 9-10, p. 927–931, doi:10.1007/s00170-006-0411-z, 2006.

LI, H. e HUNEALT, M. a. Effect of nucleation and plasticization on the crystallization of poly(lactic acid). **Polymer**, v. 48, n. 23, p. 6855–6866, doi:10.1016/j.polymer.2007.09.020, 2007.

LIM, L.T.; AURAS, R. e RUBINO, M. Processing technologies for poly(lactic acid). **Progress in Polymer Science**, v. 33, n. 8, p. 820–852, doi:10.1016/j.progpolymsci.2008.05.004, 2008.

LIU, S. J.; WU, J. Y.; CHANG, J. H.; & HUNG, S. W. An experimental matrix design to optimize the weldline strength in injection molded parts. **Polymer Engineering & Science**, v. 40, n. 5, p. 1256–1262, doi:10.1002/pen.11253, 2000.

LORENZO, M. L. DI. The Crystallization and Melting Processes of Poly(L-lactic acid). **Macromolecular Symposia**, v. 234, n. 1, p. 176–183, doi:10.1002/masy.200650223, 2006.

LORENZO, M. L. DI;; COCCA, M. e MALINCONICO, M. Crystal polymorphism of poly(l-lactic acid) and its influence on thermal properties. **Thermochimica Acta**, v. 522, n. 1-2, p. 110–117, doi:10.1016/j.tca.2010.12.027, 2011.

MACHADO, M. L. C.; PEREIRA, N. C.; Miranda, L. F.; TERENCE M. C. Estudo das propriedades mecânicas e térmicas do polímero poli-3-



hidroxibutirato (PHB) e de compósitos PHB/pó de madeira. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**. 2010. p. 65-71.

MALLOY, R. **Plastic part design for injection molding: an ntroduction**. Hanser Gardner Publishers, 1994.

MATOS, A.; POUZADA, A .S.; FERREIRA, E. C.; SOARES, R.;CAMPANTE, H.; PONTES, A. J.; BRITO, A. M. Moldes na indústria de transformação. In: **Manual do projectista para moldes de injeção de plásticos**. 57f. v. 1. Portugal: Centimfe, 2003.

MENGES, Georg; MICHAELI, Walter; MOHREN, Paul. **How to make injection molds**, 3ed. 599f. Munich: Hanser, 2001.

MERAH, N.; IRFAN-UL-HAQ, M. e KHAN, Z. Temperature and weld-line effects on mechanical properties of CPVC. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 142, n. 1, p. 247–255, doi:10.1016/S0924-0136(03)00567-3, 2003.

MIYATA, T. e MASUKO, T. Crystallization behaviour of poly ( L -lactide ). **polymer**, v. 39, n. 22, p. 5515–5521, 1998.

MOLDFLOW. **Manual**. 2012.

MORELLI, C. L.; SOUSA, A. De e POUZADA, P. S. Assessment of Weld Line Performance of PP / Talc Moldings Produced in Hot Runner Injection Molds. doi:10.1002/vnl, 2007.

MOTTA, A. C. Síntese , Caracterização e Degradação “ in vitro ” do Poli ( L-ácido láctico ). v. 16, p. 26–32, 2006.

NATUREWORKS. **PLA 3251D Material datasheet**. 2012.

NOVA-INSTITUTE. **Press Release 2013**. Disponível em: <[http://www.bio-based.eu/market\\_study/pressrelease](http://www.bio-based.eu/market_study/pressrelease)>. Acessado em 30/07/2013.

OBJET. **Manual**. Disponível em: <[www.stratasys.com/3d-printers/designseries/precision/objeteden250](http://www.stratasys.com/3d-printers/designseries/precision/objeteden250)>. Acesso em 14/03/2013.

OZCELIK, B. Optimization of injection parameters for mechanical properties of specimens with weld line of polypropylene using Taguchi method. **International Communications in Heat and Mass Transfer**, v. 38, n. 8, p. 1067–1072, doi:10.1016/j.icheatmasstransfer.2011.04.025, 2011.

OZCELIK, B.; KURAM, E. e TOPAL, M. M. Investigation the effects of obstacle geometries and injection molding parameters on weld line strength using experimental and finite element methods in plastic injection molding. **International Communications in Heat and Mass Transfer**, v. 39, n. 2, p. 275–281, doi:10.1016/j.icheatmasstransfer.2011.11.012, 2012.

PADDEN, F. J. e KEITH, H. D. Spherulitic Crystallization in Polypropylene. **Journal of Applied Physics**, v. 30, n. 10, p. 1479, doi:10.1063/1.1734985, 1959.

PEIXOTO, F. L. **Considerações quanto ao uso de técnicas para análise de fluxo em cavidades de moldes de injeção**. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. 1999.

PEIXOTO, F. L. **Aplicação do processo de sobreinjeção em insertos de termoplástico utilizando moldes de fabricação rápida**. 2009. 200 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2009.

PEREGO, G.; CELLA, G. D. e BASTLOLL, C. Effect of Molecular Weight and Crystallinity on Poly ( lactic acid ) Mechanical Properties. p. 37–43, 1996.

PEREIRA, L. E. C. **Análise por sistemas CAE de pontos de injeção de seção retangular para moldes fabricados em resina termofixa**. 2007. 109 f. Dissertação (Mestrado). Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2007.

PISTORELLO, R. A., AHRENS, C. H., PFEIFER, D. C., VELLVOCK, A. E., SANTOS, M. N., PEIXOTO, F. L. Estudo comparativo da aplicação de métodos de dimensionamento do sistema de refrigeração em moldes protótipos metálicos e VRE. **Congresso Brasileiro de Polímeros**,

PISTORELLO, R. A. **Avaliação de métodos de projeto de sistemas de refrigeração aplicados a moldes fabricados por vazamento de resina**

**epóxi (VRE), através de estudos em sistema CAE.** Dissertação (Mestrado). Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. 2012.

PÖTSCH, G.; MICHAELI, W. Injection molding: an introduction. 195f. Munich: Hanser, 1995.

PRADELLA, C. Biopolímeros e Intermediários Químicos. 2006.

PYE, R. G. W. **Injection Mould Design.** Plastic Institute. p. 417. 1968.

REED, S. B. **A study of the manufacturing and product possibilities of a cork/polylactic acid compound.** 2011. Master of Science in Mechanical Engineering, Massachusetts Institute of Technology, 2011.

RENOUF-GLAUSER, A. C., ROSE, J., FARRAR, D. F.; CAMERON, R. E.; The effect of crystallinity on the deformation mechanism and bulk mechanical properties of PLLA. **Biomaterials.** Vol 29: 5771-5782, 2005.

ROSA, Derval S.; FRANCO, B. L.; CALIL, M. R. Biodegradabilidade e propriedades mecânicas de novas misturas poliméricas. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, v. 11, n. 2, p. 82-88, 2001.

SABINO NETTO, A. C. UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. **Desenvolvimento de compósito de resina epóxi e fibras curtas de aço para fabricação rápida de moldes para injeção de termoplásticos.** Florianópolis, 2008. 224 p. Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

SALMORIA, G. V., AHRENS, C. H., VILLAMIZAR, F. A. Y., SABINO NETTO, A. C. Influência do desempenho térmico de moldes fabricados com compósito epóxi/alumínio nas propriedades de PP moldado por injeção. **Polímeros: Ciência e Tecnologia.** vol 18. n3. 2008.

SANTOS, D. V. **Estudo de propriedades mecânicas de compósitos a base de poli(L-ácido láctico) e nano-hidroxiapatita obtidos por extrusão.** 2011. Dissertação (Mestrado). 140 p. Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós- Graduação em Engenharia de Materiais. 2011.

SARAIVA, V. M.; SOARES, R. Técnicas não convencionais: métodos rápidos de fabricação. In: **Manual do projectista para moldes de injeção de plásticos**. v.9. 2004.

SELDEN, R. Effect of Processing on Weld Line Strength in Five Thermoplastics. v. 37, n. 1, 1997.

SIMÕES, M. S. **Desenvolvimento e estudo in vitro de implante biorreabsorvível em poli ( L-lactídeo ) ( PLLA ) para artrodese de coluna lombar** . Tese (Doutorado) — PUC-RS, 2007.

SODERGARD, A.; STOLT, M. Properties of lactic acid based polymers and their correlation with composition. Progress in Polymer Science , v. 27, 2002.

SON, Y.;; AHN, K. H. e CHAR, K. Weldline morphology of injection molded modified poly(phenylene-oxide)/polyamide-6 blends. **Polymer Engineering & Science**, v. 41, n. 3, p. 554–565, doi:10.1002/pen.10752, 2001.

TREML, C. A. **Avaliação das propriedades mecânicas e morfológicas de peças injetadas em insertos depoliuretano para fabricação de moldes rápidos**. Dissertação (Mestrado). Engenharia Mecânica, Instituto Superior Tupy/Sociesc, Joinville – Santa Catarina.

TSUJI, H.; IKADA Y. Stereocomplex Formation between Enantiomeric Poly(lactic acids). 9. Stereocomplexation from the Mel. **Macromolecular bioscience**, p. 6918–6926, 1993.

TSUJI, H. Polylactides. Biopolymers Online. **Applications and Commercial Products**, 1st edition Y. 2005.

VASANTHAKUMARI, R. e PENNINGS, A. J. Crystallization kinetics of poly ( L-lactic acid ). **Polymer**, v. 24, n. L, p. 175–178, 1983.

VELLWOCK, A. E.; PISTORELLO, R. A.; SANTOS, M. N. **Procedimentos para utilização do software Moldflow 2011: criação da malha e configuração das condições de contorno e iniciais**. Documento CIMJECT. 2012.

VIEIRA, L. F. **Influência de parâmetros de processamento e geometria em propriedades mecânicas de peças de PS, PC e PLA moldadas por injeção**. 2012. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. 2012.

VIANA, J. C. Structural interpretation of the strain-rate, temperature and morphology dependence of the yield stress of injection molded semicrystalline polymers. **Polymer**, v. 46, n. 25, p. 11773–11785, doi:10.1016/j.polymer.2005.10.024, 2005.

VOLPATO, N. (Org.); AHRENS, C. H.; FERREIRA, C. V.; PETRUSCH, G.; CARVALHO, J.; SANTOS, J. R. L.; SILVA, J. V. L. 149 **Prototipagem rápida: tecnologias e aplicações**. São Paulo: Edgard Blücher, 2007.

WANG, G.; ZHAO, G. e WANG, X. Effects of cavity surface temperature on mechanical properties of specimens with and without a weld line in rapid heat cycle molding. **Materials & Design**, v. 46, p. 457–472, doi:10.1016/j.matdes.2012.10.054, 2013.

WILLIAMS, D. F. **Definitions in biomaterials**. Amsterdam: Elsevier, 1987.

WU, C. H. e LIANG, W. J. Effects of geometry and injection-molding parameters on weld-line strength. **Polymer Engineering & Science**, v. 45, n. 7, p. 1021–1030, doi:10.1002/pen.20369, 2005.

YAMADA, K.; TOMARI, K.; ISHIKU, U. S.; HAMADA, H. Evaluation of mechanical properties of adjacent flow weldline. **Polymer Engineering & Science**, v. 45, n. 8, p. 1180–1186, doi:10.1002/pen.20385, 2005a.

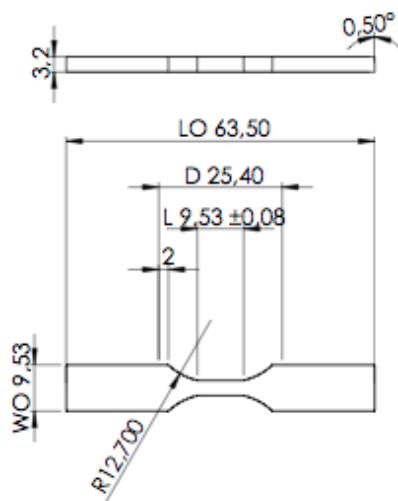
YAMADA, K.; TOMARI, K.; ISHIKU, U. S.; HAMADA, H. Fracture toughness evaluation of adjacent flow weld line in polystyrene by the SENB method. **Polymer Engineering & Science**, v. 45, n. 8, p. 1059–1066, doi:10.1002/pen.20362, 2005b.

YASUNIWA, M. et al. Crystallization behavior of poly(l-lactic acid). **Polymer**, v. 47, n. 21, p. 7554–7563, doi:10.1016/j.polymer.2006.08.054, 2006.

YUDO. Rich: Heat & Cool Moldind System. Disponível em: <<http://www.yudonordic.fi/img/file.php?id=302>>. Catálogo. Acesso em: 24 set. 2012.

ZHAI, M.; LAM, Y. C. e AU, C. K. Runner sizing and weld line positioning for plastics injection moulding with multiple gates. **Engineering with Computers**, v. 21, n. 3, p. 218–224, doi:10.1007/s00366-005-0006-6, 2005.

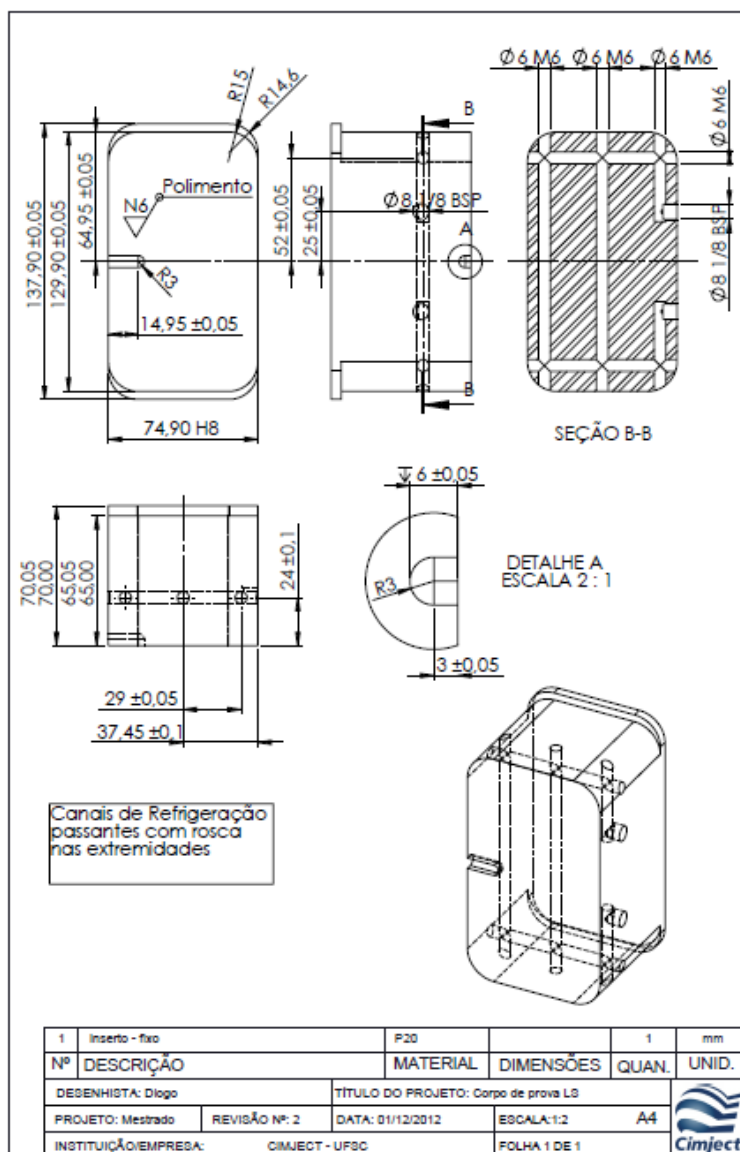
ZHOU, Y. e MALLICK, P. K. Effects of melt temperature and hold pressure on the tensile and fatigue properties of an injection molded talc-filled polypropylene. **Polymer Engineering & Science**, v. 45, n. 6, p. 755–763, doi:10.1002/pen.20301, 2005.

**ANEXO A – CORPO DE PROVA ASTM D638 TIPO V**



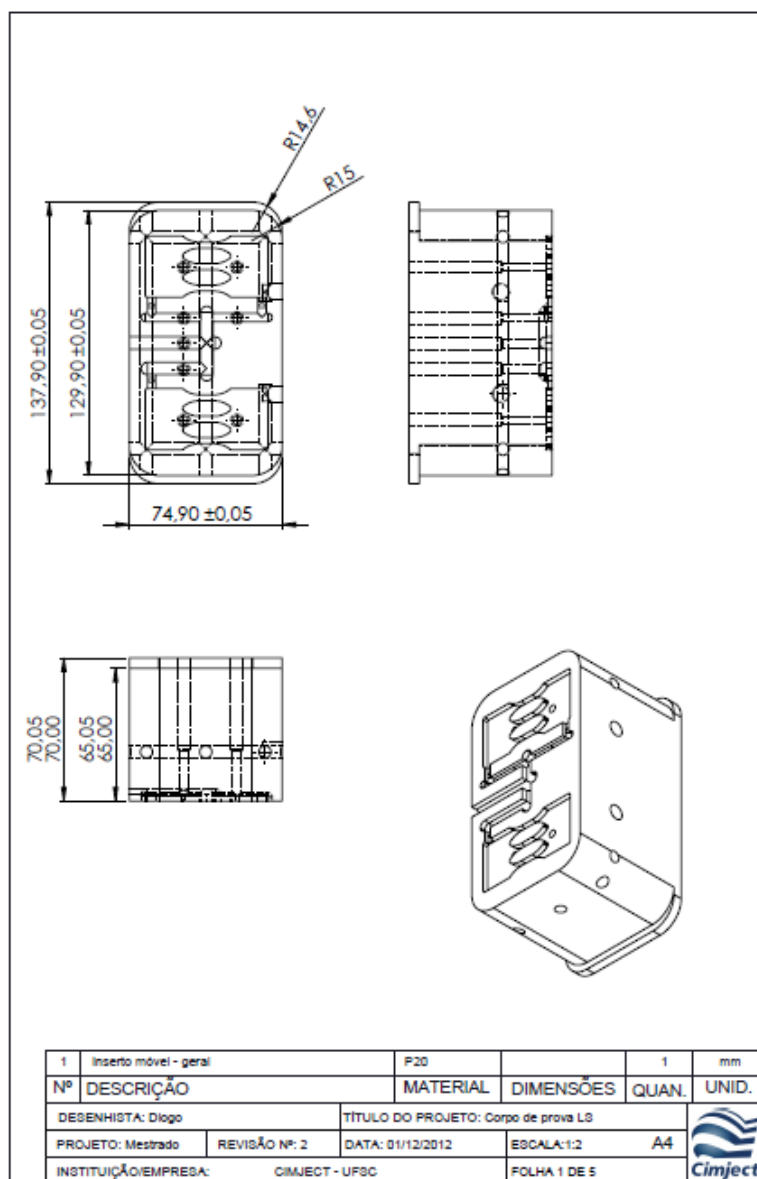


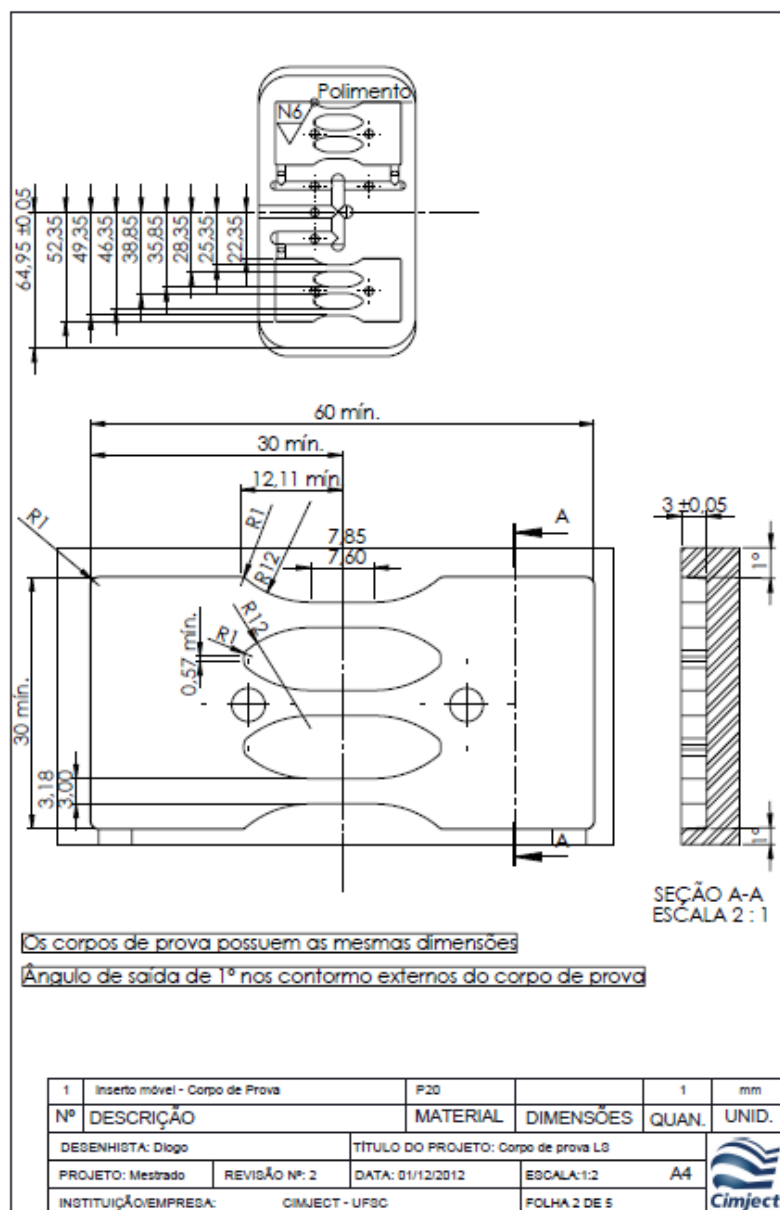
# APÊNDICE A – PROJETO DO INSERTO FIXO

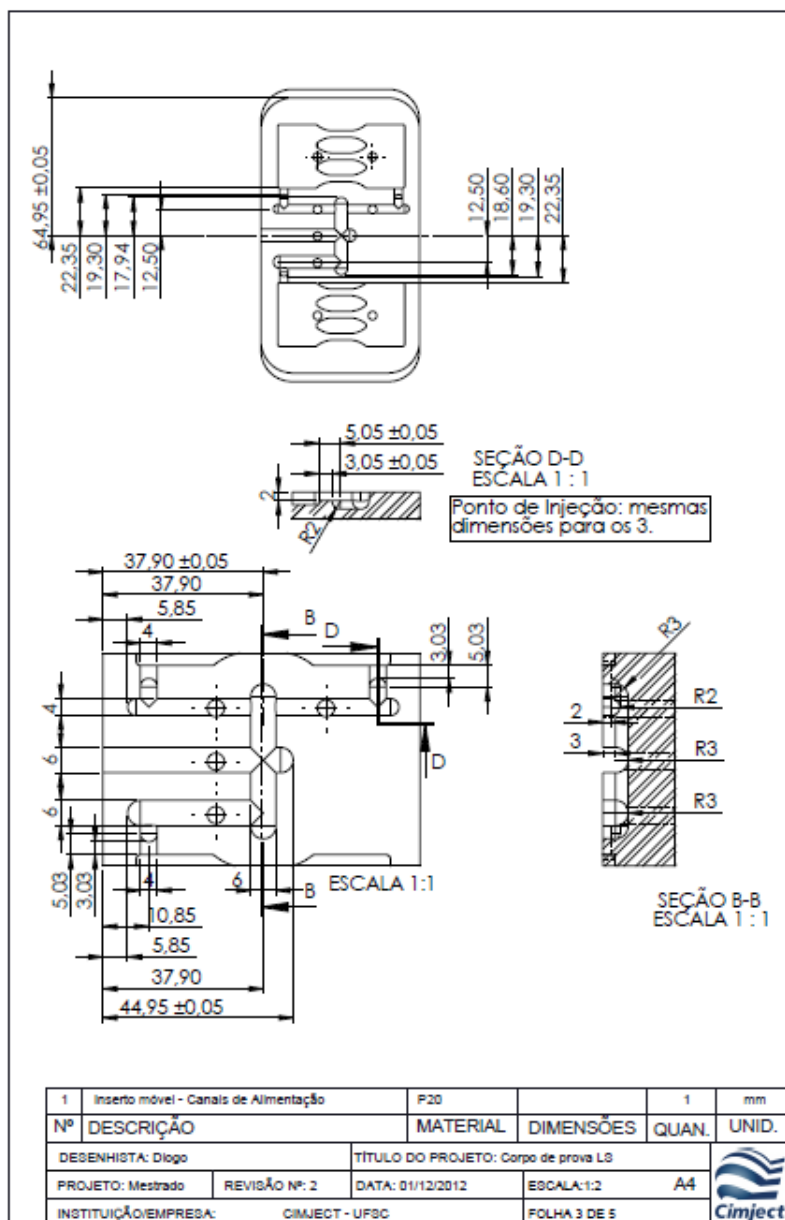


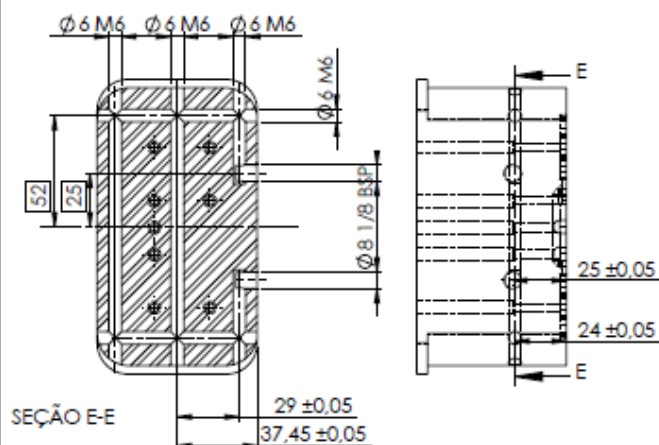


# APÊNDICE B – PROJETO DO INSERTO MÓVEL



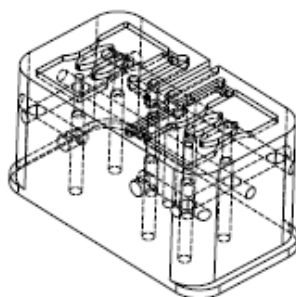
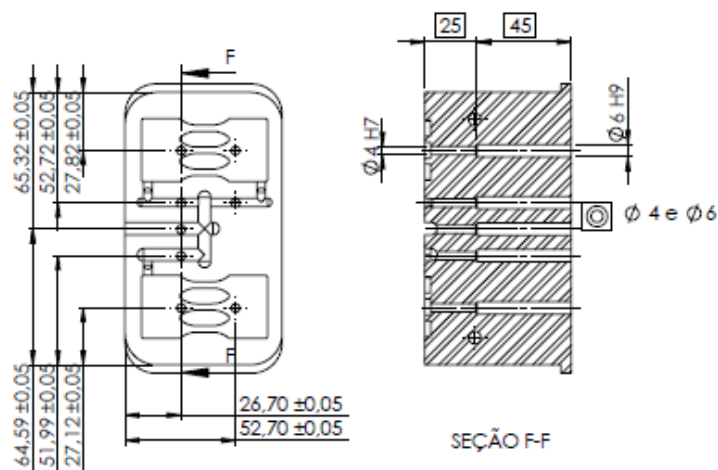





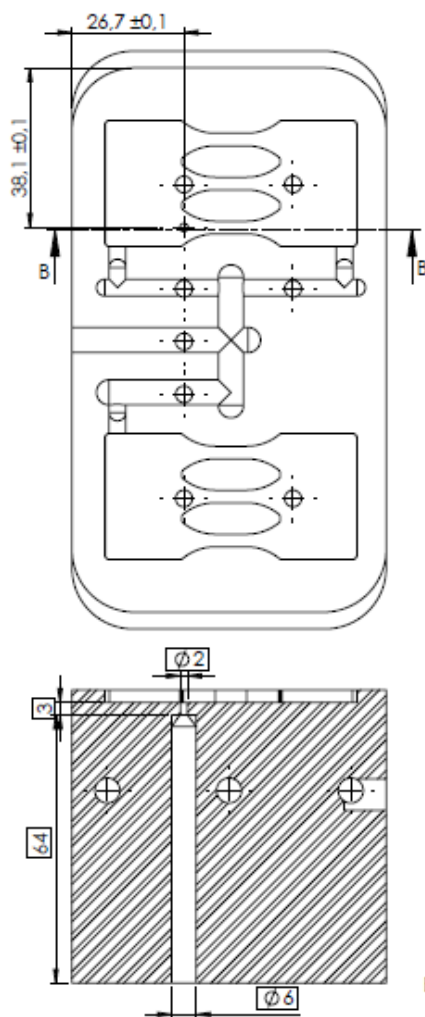


Canais de refrigeração passantes, com rosca nas extremidades.  
Comprimento da rosca = 8mm.


1	Inserto móvel - canais de refrigeração	P20		1	mm
Nº	DESCRIÇÃO	MATERIAL	DIMENSÕES	QUAN.	UNID.
DESENHISTA: Diogo		TÍTULO DO PROJETO: Corpo de prova L8			
PROJETO: Mestrado	REVISÃO Nº: 2	DATA: 01/12/2012	ESCALA: 1:2	A4	
INSTITUIÇÃO/EMPRESA: CIMJECT - UFSC		FOLHA 4 DE 5			



1	Inserto móvel - extratores	P20		1	mm
Nº	DESCRIÇÃO	MATERIAL	DIMENSÕES	QUAN.	UNID.
DESENHISTA: Diogo		TÍTULO DO PROJETO: Corpo de prova L3			
PROJETO: Mestrado	REVISÃO Nº: 2	DATA: 01/12/2012	ESCALA: 1:2	A4	
INSTITUIÇÃO/EMPRESA: CIMJECT - UFSC		FOLHA 5 DE 5			



SEÇÃO B-B  
ESCALA 1 : 1

1	Inserto - móvel - termopar	P20		1	mm
Nº	DESCRIÇÃO	MATERIAL	DIMENSÕES	QUAN.	UNID.
DESENHISTA: Diogo		TÍTULO DO PROJETO: Corpo de prova L3			
PROJETO: Mestrado	REVISÃO Nº: 2	DATA: 11/12/2012	ESCALA: 1:1	A4	
INSTITUIÇÃO/EMPRESA: CIMJECT - UFSC		FOLHA 1 DE 1			



## APÊNDICE C – CONSIDERAÇÕES SOBRE A SIMULAÇÃO E A MOLDAGEM POR INJEÇÃO

A partir do *software Moldflow Insight™ 2012*, foram verificados parâmetros, como o tempo de injeção, pressão de injeção e tempo de ciclo, que puderam ser utilizados como base para o início do processo de moldagem por injeção do PLA. Para verificar a variação entre o *software* e a injeção na prática, foram comparados parâmetros obtidos neste e ajustados na prática. Na Tabela 19 consta os parâmetros de entrada na máquina injetora resultantes da simulação e a sua variação devido aos ajustes realizados experimentalmente, para o inserto VRE. Já na Tabela 20, encontram-se os valores referentes ao inserto metálico. Na

Tabela 21 encontram-se a variação percentual entre os parâmetros utilizados para a injeção no inserto metálico comparado com o VRE.

Tabela 19 – Parâmetro obtidos para o inserto VRE.

Parâmetro		Tin <sub>j</sub> = 190 °C		Tin <sub>j</sub> =210 °C		Variação máxima
		Simulado	Real	Simulado	Real	
t <sub>inj</sub>	s	2,09	2,83	2,09	2,83	35,4
P <sub>inj</sub>	bar	179,5	223	118,9	165	38,8
T <sub>molde inicial</sub>	° C	25	25	25	25	0
T <sub>molde mínima</sub>	° C	33,41	25	41,98	25	40
T <sub>molde máxima</sub>	° C	53,97	58,47	67,97	60,57	10,8
t <sub>ciclo</sub>	s	252,20	290	406,25	315	22,5

Tabela 20 – Parâmetros obtidos para o inserto metálico.

Parâmetro		Tin <sub>j</sub> = 190 °C		Tin <sub>j</sub> =210 °C		Variação máxima
		Simulado	Real	Simulado	Real	
t <sub>inj</sub>	s	2,10	2,86	2,10	2,86	36,2
P <sub>inj</sub>	bar	190,6	266	122,9	183	48,9
T <sub>molde inicial</sub>	° C	25	25	25	25	0
T <sub>molde mínima</sub>	° C	27,69	25	28,07	25	10,9
T <sub>molde máxima</sub>	° C	34,27	-	35,07	-	*
t <sub>ciclo</sub>	s	40,33	92	42,02	95	128,1

\*Não pode ser medida através do termômetro infravermelho

Tabela 21 – Variação dos parâmetros de injeção entre o inserto metálico e o VRE.

Parâmetro	Tin <sub>j</sub> = 190 °C		Tin <sub>j</sub> =210 °C	
	Simulado	Real	Simulado	Real
t <sub>inj</sub>	0,48%	1,05%	0,48%	1,05%
P <sub>inj</sub>	5,82%	16,17%	3,25%	9,84%
T <sub>molde inicial</sub>	0,00%	0,00%	0,00%	0,00%
T <sub>molde mínima</sub>	20,66%	0,00%	49,55%	0,00%
T <sub>molde máxima</sub>	57,48%	-	93,81%	-
t <sub>ciclo</sub>	525,34%	215,22%	866,80%	231,58%

Nota-se que os tempos de injeção reais foram superiores ao da simulação. Esse tempo inferior pode ser causado devido ao fato do tempo de preenchimento no software não considerar a análise *Cool*, conforme Moldflow (2012). Houve pouca diferença entre o tempo de injeção do inserto metálico para o VRE, e não houve diferença em relação a mudança de temperatura.

Ainda, o *software* também considera a situação ideal de injeção, onde se tem a menor pressão de injeção necessária para preencher a cavidade do molde, porém na prática, para manter a mesma configuração a pressão de injeção foi maior, em torno de 48,9 % para o inserto metálico e 38,8 % para o inserto VRE. Estes dados corroboram com o estudo realizado por Dairanieh (1996), que verificou que a pressão de injeção na prática é em média 45 % superior a da simulação. Comparando os dados, tem-se também que a injeção no inserto metálico requereu maior pressão de injeção que o VRE, sendo de aproximadamente 16 % maior para a temperatura de injeção de 190 °C e 10 % para a temperatura de 210 °C. O aumento da temperatura de injeção diminui a pressão de injeção, pois resulta em menor viscosidade do fluxo polimérico, reduzindo a resistência para preencher a cavidade.

Em relação as temperaturas do molde, pode-se verificar que a temperatura inicial foi de 25 °C tanto para o *software* como para a prática. O *software* calcula a temperatura máxima e a mínima atingida para o molde durante o ciclo. Para o inserto VRE, através da medição pelo termopar, pode-se verificar que as máximas temperaturas atingidas entre a simulação e a prática foram próximas, variando aproximadamente 10 % e as mínimas foram alcançadas instantes antes do início do próximo ciclo. Já para inserto metálico, não foi possível

medir a temperatura máxima, pois não foi possível utilizar o termômetro infravermelho, porque a máxima temperatura é atingida com o molde fechado. Em relação a mínima, houve uma variação em torno 10 %. Comparando as temperaturas máximas obtidas pelos dados da simulação entre o inserto metálico e de resina, houve uma variação de aproximadamente 57 e 98 %, para as temperaturas de 190 e 210 °C, respectivamente. Essa variação é devido a diferença de condutividade térmica dos materiais.

Como esperado, para o tempo de ciclo, houve uma grande variação para o inserto metálico, em torno de 128 % maior na prática. Sendo este tempo maior quanto maior a temperatura de injeção. Para o inserto VRE a maior variação foi de 22,5 %. O tempo de ciclo absoluto para o inserto de resina foi muito superior ao de aço, pois há uma grande diferença entre as condutividades térmicas do material, correspondendo a 215 e 232 % do tempo de ciclo do aço, para as temperaturas de 190 e 210 °C, respectivamente. Este tempo de ciclo muito superior na moldagem no inserto VRE já havia sido investigado também por Salmoria et al. (2008), onde na moldagem de um corpo de prova de tração tipo IV, da norma ASTM D638, foi de 200 segundos superior que a moldagem no inserto metálico.

Além destas informações de processamento, o *software* também fornece informações sobre o comportamento do material na cavidade e canais de alimentação, como a temperatura na frente de fluxo e o percentual da camada congelada ao final da fase de preenchimento, mostrados na Tabela 22.

Tabela 22 – Parâmetros relacionados com o preenchimento da cavidade avaliados no Moldflow

Parâmetro		190 °C		210 °C		
		VRE	Metálico	VRE	Metálico	
<i>Temperature at flow front (°C)</i>	Com	CF1	190,5	190,6	210,3	210,3
		CF2	190,7	190,7	210,4	210,4
		CF3	190,7	190,7	210,4	210,4
	Sem	CF1	190,2	190,2	210,1	210,1
		CF2	190,3	190,3	210,2	210,2
		CF3	190,3	190,3	210,2	210,2
<i>Frozen layer fraction at end of fill (%)</i>	Com	CF1	0,02	0,04	0,02	0,03
		CF2	0,00	0,00	0,00	0,00
		CF3	0,00	0,00	0,00	0,00
	Sem	CF1	0,05	0,08	0,05	0,06
		CF2	0,05	0,07	0,05	0,05
		CF3	0,04	0,06	0,04	0,04

A moldagem por injeção do biopolímero PLA 3251D, da fabricante Natureworks, requereu cuidados para que pudesse ser realizada. A secagem do material antes da injeção foi de extrema importância, para que o mesmo não apresentasse defeitos como bolhas e decorrentes pontos de degradação ao longo da peça e canais. Para a configuração dos parâmetros de entrada na injetora, baseados no *software* Moldflow Insight 2012, foi necessário realizar alguns ajustes. Para alcançar as temperaturas de injeção desejáveis, ou seja, a temperatura do fundido na saída do bico, foi configurado um perfil de temperatura das zonas de acordo com o recomendado pelo fabricante (NATUREWORKS, 2012).

Por ser um material de alta fluidez, foi necessário ajustar a descompressão e contrapressão, para que não houvesse o vazamento do material pelo bico. Ainda, o fabricante recomenda que, para peças de parede fina (espessura menor que 1,5mm ou razão entre comprimento do caminho de fluxo e espessura maior que 100), a velocidade de injeção seja de média a alta. Já para este estudo, uma peça com parede espessa, foi utilizado uma velocidade baixa (10 mm/s), pois velocidades mais altas, degradavam o material na simulação e ocorreu o defeito *jetting*, além de marcas de degradação.

Além destas diferenças entre os parâmetros obtidos pelo *software* e a injeção na prática, pode-se verificar na Figura 49 o preenchimento da cavidade através da técnica *short shot*. Nota-se que

apesar do tempo de injeção ser diferente entre a simulação e a prática, o posicionamento relativo entre as frentes de fluxo estão em concordância entre o *software* e a prática, sugerindo que o balanceamento dos canais, assim como a previsão do local de encontro das frentes de fluxo pode ser realizada pelo *software* sem grandes variações. Ainda, não foram notadas diferenças visuais entre o *short shot* realizado no inserto metálico com o *short shot* realizado no inserto VRE.

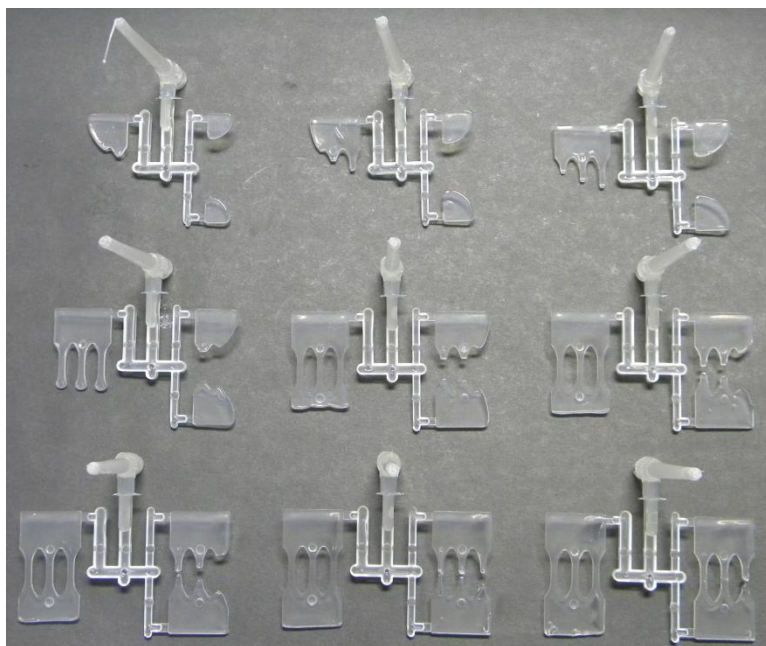


Figura 49 – *Short Shot* na injeção experimentalmente.

Em relação a formação de linhas de solda, o *software* tem como resultado a localização das linhas de solda e o ângulo de encontro formado entre as frentes de fluxo na região da linha de solda. A localização das linhas de solda no *software*, apresentado em materiais e métodos, foi concordante com a prática, com uma pequena variação na injeção realizada no inserto VRE, onde houve um pequeno deslocamento das linhas de solda fria para o lado oposto ao de entrada do material no inserto, porém, sem acarretar mudanças nos resultados dos ensaios mecânicos, pois as mesmas continuaram na região de interesse (crítica) do corpo de prova. Isto sugere que o *software* é aceitável para avaliar a formação e a localização de linhas de solda,

mesmo que o ângulo de encontro não tenha sido avaliado, pois no caso da linha de solda fria, o encontro das frentes de fluxo é frontal.

Um dos fatores que diferenciaram a injeção nas peças injetadas no inserto VRE foi a presença de rebarbas, como visto na Figura 50, gerada durante a fase de recalque. Estas rebarbas foram geradas pela diferença de paralelismo entre os insertos na etapa de fabricação e pelos vazios no inserto formados durante a fase de vazamento da resina. A retirada destas rebarbas fez-se necessária antes dos ensaios de tração. Nota-se que a injeção a temperatura maior, ou seja, a 210 °C apresentou mais rebarba que a injeção a temperatura inferior, de 190 °C, devido a menor viscosidade do material conferida à maior temperatura de injeção, provocando o preenchimento do polímero fundido nas irregularidades causadas pela diferença de paralelismo das partes fixa e móvel do inserto.

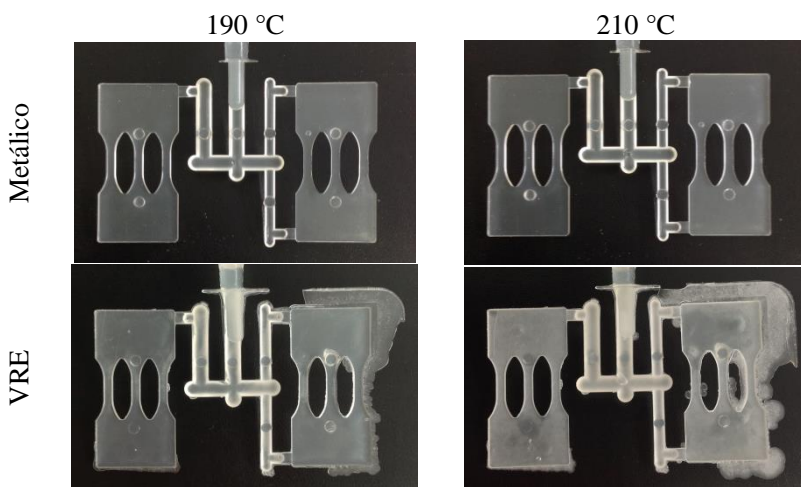


Figura 50 – Peças injetadas no inserto metálico e VRE.

## APÊNDICE D – RESPOSTAS OBTIDAS NO ENSAIO DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO

Nas Figuras 51, 52 e 53, estão plotados os valores médios e o desvio padrão obtidos para a resistência ao escoamento, módulo de elasticidade e deformação na ruptura, respectivamente, separados em grupos pelo material do molde (aço – A ou VRE – E) e temperaturas de injeção (190 ou 210 °C). Cada barra corresponde a presença de linha de solda (com ou sem) e os respectivos desvios padrões estão mostrados nas tabelas 23, 24 e 25.

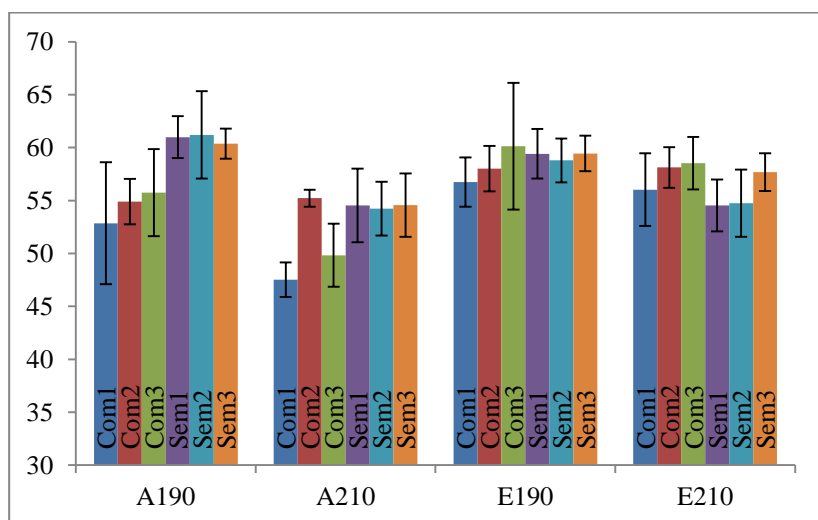


Figura 51 – Gráfico comparativo das médias dos valores de resistência ao escoamento e desvios padrões para todas as amostras.

Tabela 23 – Valores médios e desvios padrões para tensão de escoamento.

Amostras	Metálico (A)		VRE (E)	
	Média (Mpa)	Desvio padrão	Média (Mpa)	Desvio padrão
T190com1	52,85	5,76	56,75	2,33
T190com2	54,90	2,16	58,02	2,15
T190com3	55,74	4,12	60,14	5,99
T210com1	47,52	1,63	56,03	3,44
T210com2	55,23	0,80	58,13	1,92
T210com3	49,83	2,98	58,53	2,47
T190sem1	60,98	1,98	59,42	2,34
T190sem2	61,20	4,13	58,79	2,06
T190sem3	60,38	1,43	59,45	1,68
T210sem1	54,53	3,48	54,54	2,45
T210sem2	54,25	2,54	54,74	3,17
T210sem3	54,56	3,00	57,68	1,79

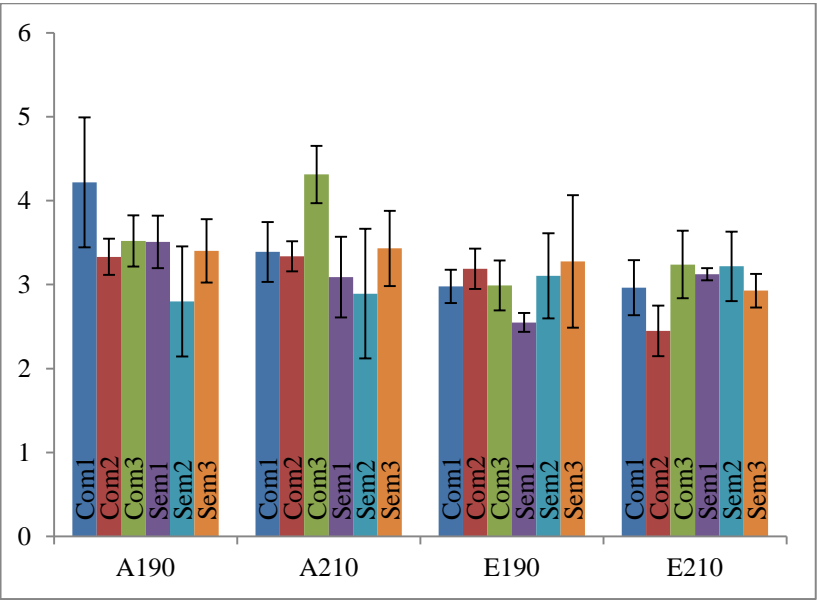


Figura 52 – Gráfico comparativo das médias dos valores de módulo de elasticidade e desvios padrões para todas as amostras.



Tabela 24 – Valores médios e desvios padrões para módulo de elasticidade.

Amostras	Metálico (A)		VRE (E)	
	Média (Gpa)	Desvio padrão	Média (Gpa)	Desvio padrão
T190com1	4,22	0,77	2,98	0,20
T190com2	3,33	0,22	3,19	0,24
T190com3	3,52	0,31	2,99	0,30
T210com1	3,39	0,36	2,96	0,33
T210com2	3,34	0,18	2,45	0,30
T210com3	4,31	0,34	3,24	0,40
T190sem1	3,51	0,31	2,55	0,11
T190sem2	2,80	0,66	3,11	0,51
T190sem3	3,40	0,38	3,28	0,79
T210sem1	3,09	0,48	3,12	0,07
T210sem2	2,89	0,77	3,22	0,41
T210sem3	3,43	0,45	2,93	0,20

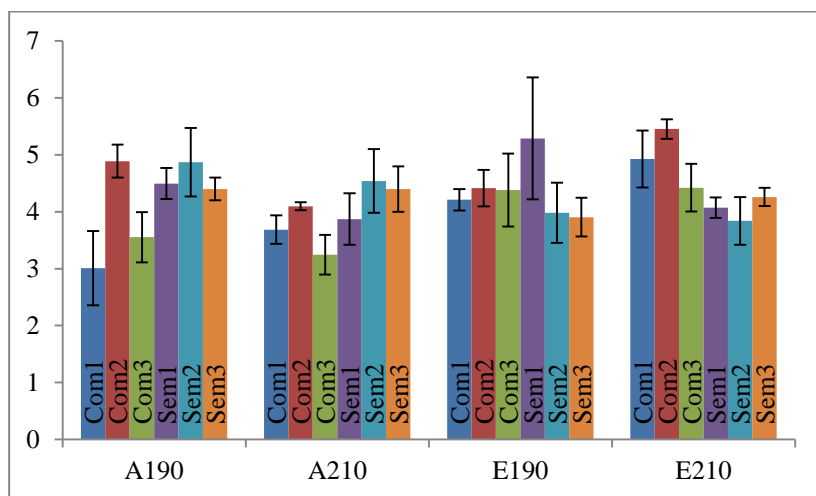


Figura 53 – Gráfico comparativo das médias dos valores de deformação na ruptura e desvios padrões para todas as amostras.

Tabela 25 – Valores médios e desvios padrões para deformação na ruptura.

Amostras	Metálico (A)		VRE (E)	
	Média (%)	Desvio padrão	Média (%)	Desvio padrão
T190com1	3,01	0,65	4,21	0,19
T190com2	4,89	0,29	4,41	0,32
T190com3	3,55	0,44	4,38	0,64
T210com1	3,69	0,25	4,93	0,50
T210com2	4,09	0,07	5,45	0,17
T210com3	3,24	0,35	4,42	0,42
T190sem1	4,49	0,27	5,29	1,07
T190sem2	4,87	0,60	3,98	0,53
T190sem3	4,40	0,20	3,90	0,34
T210sem1	3,87	0,45	4,07	0,18
T210sem2	4,54	0,56	3,84	0,42
T210sem3	4,40	0,40	4,26	0,16